

Vysoká škola Báňská – Technická univerzita Ostrava

Fakulta Strojní

Katedra mechanické technologie

Vlastnosti svarových spojů oceli P92 v závislosti na režimu tepelného zpracování po
svaření

Properties of P92 Welded Joint Depending on Post Weld Heat Treatment

Student:

Bc. Miroslav Klug

Vedoucí bakalářské práce:

Ing. Petr Mohyla, Ph.D.

Ostrava 2014

Zadání diplomové práce

Student: **Bc. Miroslav Klug**
Studijní program: N2301 Strojní inženýrství
Studijní obor: 2303T002 Strojírenská technologie
Specializace: 20 Strojírenská technologie
Téma: **Vlastnosti svarových spojů oceli P92 v závislosti na režimu tepelného zpracování po svaření**
Properties of P92 Welded Joint Depending on Post Weld Heat Treatment

Zásady pro vypracování:

1. Zpracujte studii týkající se 9-12%Cr žárovečných ocelí se zaměřením na ocel P92
2. Zpracujte problematiku svažitelnosti oceli P92,
3. Zpracujte problematiku tepelného zpracování oceli P92 a jejich svarových spojů.
4. Navrhněte tepelné zpracování zkušebních svarových spojů
5. Proveďte zkušební svarové spoje na deskách o tloušťce 8 mm metodou 141
6. Proveďte destruktivní a nedestruktivní zkoušky svarových spojů
7. Srovnajte dosažené výsledky s výsledky dostupnými v literatuře
8. Vyhodnoťte dosažené výsledky a vyslovte závěry

Seznam doporučené odborné literatury:

Kolektiv autorů: *Materiály a jejich svažitelnost*. Skripta pro výuku svářečských inženýrů a technologů, ZEROSS Ostrava, leden 2001
Kolektiv autorů. *Technologie svařování a zařízení*. Skripta pro výuku svářečských inženýrů a technologů. Ostrava: ZEROSS, 2001. 395 s. ISBN 80-85771-81-0
KOUKAL, J., ZMYDLENÝ, T. *Svařování I*. skripta VŠB – TUO, Ostrava, 2005, ISBN 80-248-0870-6
VODÁREK, V. *Fyzikální metalurgie modifikovaných (9-12)% Cr ocelí*, monografie VŠB – TUO, Ostrava, 2003, ISBN 80-248-0329-1
Odborné články z konferencí METAL, CREEP, COST, LIEGE Conference, aj.

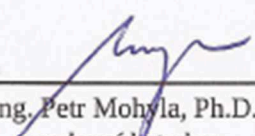
Formální náležitosti a rozsah diplomové práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.


Vedoucí diplomové práce: **Ing. Petr Mohyla, Ph.D.**

Datum zadání: 13.12.2013

Datum odevzdání: 19.05.2014




Ing. Petr Mohyla, Ph.D.
vedoucí katedry


doc. Ing. Ivo Hlavatý, Ph.D.
děkan fakulty

Místopřísežné prohlášení studenta

Prohlašuji, že jsem celou diplomovou práci včetně příloh vypracoval samostatně pod vedením vedoucího diplomové práce a uvedl jsem všechny použité podklady a literaturu.

V Ostravě 19.5.2014

A rectangular box containing a handwritten signature in blue ink. The signature appears to be 'Miroslav Klug' followed by a dotted line.

podpis studenta

Prohlašuji, že

- jsem byl seznámen s tím, že na moji diplomovou práci se plně vztahuje zákon č.121/2000 Sb., autorský zákon, zejména § 35 – užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního a § 60 – školní dílo.
- беру на вѣдомі, же Высoká škola Báňská – Technická univerzita Ostrava (dále jen „VŠB-TUO“) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě diplomovou práci užít (§ 35 odst. 3).
- souhlasím s tím, že diplomová práce bude v elektronické podobě uložena v Ústřední knihovně VŠB-TUO k nahlédnutí a jeden výtisk bude uložen u vedoucího diplomové práce. Souhlasím s tím, že údaje o kvalifikační práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB-TUO.
- bylo sjednáno, že VŠB-TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu § 12. odst. 4 autorského zákona.
- bylo sjednáno, že užít své dílo – diplomovou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB-TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB-TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše).
- беру на вѣдомі, же оdevzdáním své práce souhlasím se zveřejněním své práce podle zákona č.111/1998 Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (zákon o vysokých školách), ve znění pozdějších předpisů, bez ohledu na výsledek její obhajoby .

V Ostravě 19.5.2014



podpis

Jméno a příjmení autora práce: Bc. Miroslav Klug

Adresa trvalého pobytu autora práce: Gagarinova 21, 787 01 Šumperk

ANOTACE DIPLOMOVÉ PRÁCE

KLUG, M. Vlastnosti svarových spojů oceli P92 v závislosti na režimu tepelného zpracování po svaření: diplomová práce. Ostrava: VŠB – Technická univerzita Ostrava, Fakulta strojní, Katedra mechanické technologie, 2014, 76 s. Vedoucí práce: Mohyla, P.

Předmětem diplomové práce je kontrola vlastností svarových spojů oceli P92 v závislosti na režimu tepelného zpracování po svaření. V teoretické části je věnována pozornost mikrostruktuře modifikovaných (9 - 12) % Cr ocelí se zaměřením na ocel P92. Dále je prostudována svařitelnost homogenních a heterogenních svarových spojů oceli P92. V experimentální části je proveden návrh tepelného zpracování, který byl následně aplikován při svařování zkušebních desek tloušťky 8 mm metodou 141. Zkušební svarové spoje byly podrobeny destruktivním a nedestruktivním zkouškám. V závěru práce je provedena diskuze dosažených výsledků a jejich srovnání s dostupnými údaji v literárních pramenech.

ANNOTATION OF MASTER THESIS

KLUG, M. Properties of P92 Welded Joint Depending on Post Weld Heat Treatment: Master Thesis. Ostrava: VŠB – Technical University of Ostrava, Faculty of Mechanical Engineering, Department of Mechanical Technology, 2012, 76 p. Thesis head: Mohyla, P.

This master thesis is focused on properties control of P92 welded joint depending on post weld heat treatment. Theoretical part of thesis is related to microstructure of modified P92 steel with 9 to 12 percent of chrome. Then is described weldability of homogenous and heterogeneous weld joints of P92 steel. In experimental part of thesis is draft of heat treatment, which was used for welding 8 mm thick plates with 141 welding method. Test welded joints has been submitted to destructive and non-destructible testing. At the end is discussion about achieved results and their comparison with available literary sources.

Obsah

Seznam použitých značek a symbolů	9
Úvod.....	10
1 Žáropevné oceli se zaměřením na ocel P92.....	11
1.1 Vývoj žárovevných ocelí.....	11
1.2 Charakteristika modifikovaných (9 - 12) % Cr ocelí.....	13
1.3 Fáze v žárovevných ocelích.....	13
1.3.1 Karbidy	13
1.3.2 Karbonitridy MX	14
1.3.3 Lavesova fáze	15
1.3.4 Z - fáze	15
1.3.5 Delta - ferit	16
1.4 Mikrostruktura modifikovaných (9 - 12) % Cr ocelí.....	16
1.4.1 Mikrostruktura oceli P92 po austenitizaci	17
1.4.2 Mikrostruktura oceli P92 po popouštění	18
2 Svařitelnost a tepelné zpracování žárovevných ocelí.....	21
2.1 Svařitelnost martenzitických chromových ocelí.....	21
2.2 Trhliny ve svarových spojích martenzitických žárovevných ocelí.....	22
2.3 Homogenní svarové spoje	23
2.3.1 Svařování parovodního potrubí (Ø 219 x 40) mm z oceli P92	23
2.3.2 Svařování parovodního potrubí z oceli P92	26
2.3.3 Vliv chemických prvků na houževnatost svarového kovu oceli P92	28
2.4 Heterogenní svarové spoje.....	32
2.4.1 Creepové zatížení heterogenního svarového spoje z ocelí T23 - P92	33
2.4.2 Heterogenní svarový spoj ocelí P91-P92	35
2.4.3 Heterogenní spoj oceli P92 s ocelí 1.4918	37
Experimentální část.....	39
3 Návrh tepelného zpracování zkušebních svarových spojů.....	39

4	Provedení zkušebních svarových spojů na deskách o tloušťce 8 mm metodou 141	41
4.1	Chemické složení a mechanické vlastnosti základního materiálu, přídavného materiálu a svařených zkušebních desek	41
4.1.1	Základní materiál	41
4.1.2	Přídavný materiál	42
4.1.3	Svažené zkušební desky	42
4.2	Příprava svarových ploch	43
4.3	Svařování zkušebních svarových spojů	43
5	Nedestruktivní zkoušky svarových spojů	44
5.1	Metoda magnetická prášková	44
5.2	Metoda prozářením RTG	45
6	Návrh destruktivních zkoušek svarových spojů	46
6.1	Příčná zkouška tahem	46
6.2	Zkouška rázem v ohybu	47
6.3	Zkouška tvrdosti	49
6.4	Kontrola makrostruktury	52
6.5	Kontrola mikrostruktury	54
6.5.1	Mikrostruktura vzorku P92 2/8	55
6.5.2	Mikrostruktura vzorku P92 3/8	56
6.5.3	Mikrostruktura vzorku P92 5/8	58
6.5.4	Vyhodnocení mikrostruktury	60
7	Srovnání dosažených výsledků s výsledky dostupnými v literatuře	61
7.1	Srovnání výsledků příčné zkoušky tahem	61
7.2	Srovnání výsledků zkoušky rázem v ohybu	62
7.3	Srovnání výsledků tvrdosti dle Vickerse HV 10	63
8	Závěr	66
	Seznam použitých pramenů	69
	Seznam obrázků	72

Seznam tabulek	74
Seznam grafů	75
Seznam příloh	76

Seznam použitých značek a symbolů

Označení	Výklad	Jednotka
A ₅	Tažnost	[%]
Cr _{eq}	Ekvivalent chromu	[-]
HB	Tvrdost dle Brinella	[-]
HV 10	Tvrdost dle Vickerse při stanoveném zatížení 98 N	[-]
I	Elektrický proud	[A]
KV	Vrubová houževnatost	[J]
M _f	Teplota martenzit finish	[°C]
MKK	Mezikrystalická koroze	[-]
M _s	Teplota martenzit start	[°C]
PČP	Pásmo částečné překrystalizace	[-]
P _{LM}	Larson - Millerův parametr	[-]
PN	Pásmo normalizace	[-]
PP	Pásmo přehřátí	[-]
R _e	Mez kluzu v tahu	[MPa]
R _m	Mez pevnosti v tahu	[MPa]
R _{p0,2}	Smluvní mez kluzu	[MPa]
SK	Svarový kov	[-]
Q	Tepelný příkon při svařování	[kJ·mm ⁻¹]
T	Teplota	[K]
TOO	Tepelně ovlivněná oblast	[-]
TZ	Tepelné zpracování	[-]
U	Elektrické napětí	[V]
Z	Kontrakce	[%]
ZM	Základní materiál	[-]
v	Rychlost svařování	[mm·s ⁻¹]
t	Čas do lomu	[h]

Úvod

Elektrárny na fosilní paliva jsou celosvětově stále nejrozšířenější zdroj elektrické energie. Omezení, která jsou v současné době zavedená na výrobu energie z hlediska dopadu na životní prostředí a ekonomii, zaměřila pozornost na rozvoj vysoké účinnosti a nízkých emisí. Pokud zvýšíme tepelnou účinnost, dosáhneme menší spotřeby paliva a tím i snížení emisí. Zvýšení tepelné účinnosti elektrárny dosáhneme zvýšením teploty a v menší míře tlakem páry vstupujícím do turbíny. Nejmodernější parní elektrárny v provozu dosahují účinnosti kolem 42 %. Pracovní teplota páry je zde 600 °C a tlak (25 - 30) MPa. Se zvyšujícími požadavky na účinnost a tlaky se stanovují stále přísnější požadavky na konstrukční materiály. Pro splnění těchto podmínek se neustále vyvíjí nové vysoce chromové feritické / martenzitické oceli, které mají dostatečnou pevnost při tečení a jsou odolné proti oxidaci vodní páry. Do perspektivních ocelí, které se mohou použít v podmínkách s nadkritickými parametry páry, patří především modifikované (9 - 12) % Cr oceli. Dosavadní zkušenosti o dlouhodobém chování 9 % Cr ocelí se většinou omezují pouze na základní materiál, ale konstrukční celky jsou svařované a tvarově náročné. Právě tyto místa tvoří kritická místa celého zařízení. Z progresivních ocelí P91, P92 a E911 se v této práci budu podrobněji zabývat ocelí P92. Tato práce je zaměřena na vlastnosti svarových spojů oceli P92 v závislosti na tepelném zpracování po svaření.

Teoretická část práce se bude zabývat vývojem Cr ocelí se zaměřením na ocel P92, její mikrostrukturou a vznikajícími fázemi při tepelném zpracování. Dále je v práci proveden rozbor svařitelnosti a tepelného zpracování homogenních a heterogenní svarových spojů.

V praktické části bude svařeno 5 zkušebních desek tloušťky 8 mm z oceli P92 metodou 141. Svařené zkušební desky budou kontrolovány nedestruktivními metodami magnetickou práškovou a zkouškou prozářením RTG. Dále se z každé zkušební desky odeberou vzorky na destruktivní zkoušky tahem, zkoušky vrubové houževnatosti, zkoušky rázem v ohybu a zkoušky tvrdosti dle Vickerse. Dále bude kontrolována makrostruktura a mikrostruktura svarového spoje. Výstupem diplomové práce bude vyhodnocení a srovnání dosažených výsledků provedených zkoušek dle použitého tepelného zpracování po svaření.

1 Žáropevné oceli se zaměřením na ocel P92

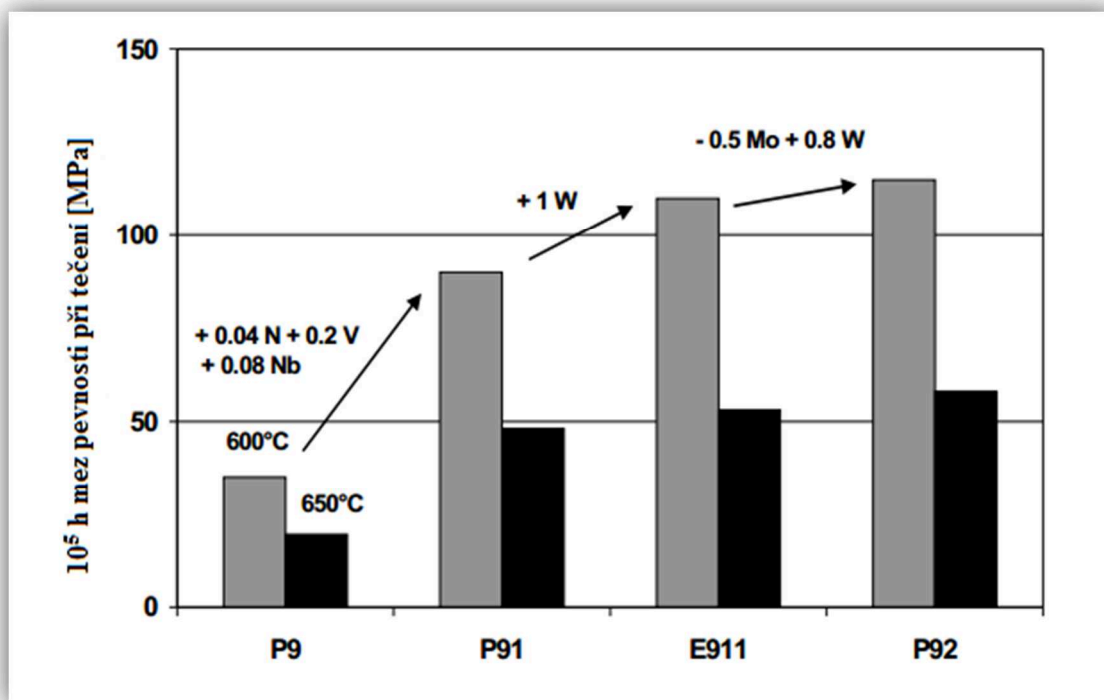
1.1 Vývoj žáropevných ocelí

Cílený vývoj ocelí pro zvýšené teploty začal po první světové válce, když se začaly stavět moderní kotle a zvyšovaly se nároky na žáropevné vlastnosti ocelí. V této době se začala používat ocel 15Mo3, kde byl použit jako hlavní legující prvek molybden, který se využíval u součástí parních turbín. Byly vyvinuty i nízkolegované oceli pro zvýšené teploty. [4]

Zjistilo se, že zvýšení obsahu Mo v oceli zvyšuje creepovou odolnost a zvýšení obsahu Cr zvyšuje odolnost proti korozi. Přišlo tedy období Cr - Mo ocelí, ve kterém vznikly ocele 13CrMo4-4 nebo 10CrMo9-10. Začátkem 40-tých let byl zjištěn příznivý vliv vanadu na mez pevnosti při tečení. Toto zlepšení je způsobeno precipitačním zpevněním částicemi karbidu vanadu V_4C_3 . Tato ocel byla použita v Anglii s označením 14MoV6-3. [2], [4]

V roce 1970 neměly nízkolegované feritické oceli dostačující vlastnosti pro komponenty do jaderných reaktorů. To byl důvod začátku vývoje (9 - 12) % Cr ocelí. Na základě známé Fe9Cr1Mo oceli, která byla použita od roku 1950 v petrochemickém závodu, byla vyvinuta v národní laboratoři Oak Ridge lepší ocel s feriticko - martenzitickou strukturou značená jako P91, která byla poprvé použita v parní elektrárně v roce 1988. K výraznému zlepšení meze pevnosti při tečení bylo dosaženo přidáním 0,2 % V, 0,06 % Nb a 0,05 % N. Vývoj ocelí pokračoval v Japonsku. Ve firmě Nippon Steel byla vyvinuta nová ocel NF616, kterou známe pod označením P92. Dalšího zvýšení meze pevnosti při tečení se dosáhlo přidáním 1,8 % W a snížením obsahu Mo z 1 % na 0,5%. Ocel P92 byla zavedena do provozu parní elektrárny v roce 2001. V Evropě byla vyvinuta podobná 9 % Cr ocel značená E911, která nabízí podobnou mez pevnosti při tečení jako ocel P92, která obsahuje 1 % Mo a 1 % W. Tato ocel se dostala do provozu v roce 2002. Základním rozdílem ocelí P91, P92 a E911 je obsah wolframu. Se zvyšujícím se obsahem W se zvyšuje sklon k tvorbě Lavesovy fáze $Fe_2(Mo, W)$. [3], [4], [7]

Stále lepší creepové vlastnosti nových modifikovaných (9 - 12) Cr ocelí bylo využito při výstavbě nové moderní plynové elektrárny s vyšší účinností. Zvýšením parametrů z 18 MPa / (530 - 540) °C na ultra super kritické (USC) hodnoty páry 30 MPa při 600 °C vedlo ke zvýšení účinnosti ze (30 - 35) % na (42 - 47) %, což odpovídá snížení emisí o 30%. [7]



Obrázek 1 - Vývoj 9% Cr ocelí [3]

Dnešní trend zvyšování stupně žárupevnosti v ocelích se zaměřuje na další zlepšení substitučního zpevnění přísadami W a hlavně B, a to jak u nízkoлегovaných ocelí (T23, T24), tak u feritických (9 - 12) % Cr ocelí. V této souvislosti se bavíme opět o eurooceli E911 a japonské P92. Avšak původní garance žárupevnosti 600 °C / 180 MPa vychází z poměrně krátkodobých creepových zkoušek. Za připomenutí stojí připravovaný vývoj nové značky P93 českého původu využívající nízkoлегování bórem a dusíkem, tak i omezení obsahu wolframu a jeho plné nahrazení molybdenem. Zavedení těchto nových ocelí do pracovního využití je otázkou dalšího zkoušení. [5]

Vývoj pokračoval i ve skupině nízkoлегovaných žárovevných ocelí. V 90tých letech byly vyvinuty japonská P23 a německá P24. V Japonsku se vývoj ocelí zaměřil na dolegování wolframem, v Německu dolegovali titanem. Obě oceli obsahují vanad a bor. Jejich creepová odolnost je značně vyšší než u oceli 10CrMo9-10 a cena značně nižší. Kromě požadavků na vyšší creepovou odolnost je použití (9 - 12) % Cr ocelí omezeno jejich odolností proti vysokoteplotní korozi. Proto se v současné době vyvinula 12 % ocel VM 12, která se prezentuje zvýšenou odolností proti vysokoteplotní korozi. Do budoucna směřuje vývoj tepelně namáhaných slitin cestou niklových slitin, jako jsou Alloy 263, Alloy 617 a Alloy 740. [4]

Z progresivních ocelí P91, P92, E911 a VM 12 se budu v této práci dále zabývat ocelí P92.

1.2 Charakteristika modifikovaných (9 - 12) % Cr ocelí

Modifikované (9 - 12) % Cr oceli se považují za perspektivní materiály pro konstrukce součástí tepelných elektráren s ultra super kritickými (USC) parametry páry. Pro toto použití předpokládáme, že by oceli mohly být využívány pro creepově namáhané součásti až do pracovní teploty 650 °C. Ve druhé polovině dvacátého století bylo hlavním vývojovým kritériem dosáhnout vysoké meze pevnosti při tečení. V současné době se vývoj zaměřil na oceli, které splňují danou mez pevnosti při tečení při (600 - 650) °C, ale mající i vysokou mez odolnosti vůči oxidaci ve vodní páře. Dalšími předpoklady pro tyto oceli je houževnatost, odolnosti proti zkřehnutí v průběhu dlouhodobé expozice při pracovních teplotách a dobré technologické vlastnosti. Dosáhnout velmi vysoké úrovně mechanických a technologických vlastností pro jedinou ocel je nemožné. Proto se vývoj nových ocelí provádí odděleně pro jednotlivé skupiny výrobků, u kterých jsou zásadně požadované vlastnosti rozdílné. [6]

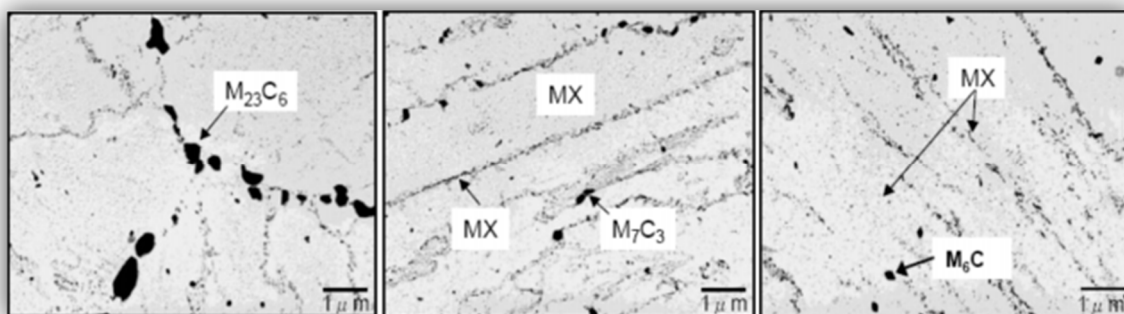
1.3 Fáze v žárovevných ocelích

Kromě popuštěného martenzitu obsahuje struktura žárovevných ocelí daný podíl minoritních fází. Některé fáze, například určité druhy karbidů a karbonitridů, které precipitačně zpevňují ocel a současně brání růstu zrn, čímž zvyšují žárovevnost oceli, jsou ve struktuře požadovány. Mimo těchto užitečných fází se však mohou ve struktuře vyskytovat také nežádoucí fáze, např. Lavesova fáze a Z - fáze, které výrazně hrubnou zrna a snižují tím zpevnění oceli. Výskyt částic jako je Z - fáze v mikrostruktuře ocelí vystavených namáhání za tepla je považován za ukazatel ztráty creepové pevnosti. Vysoká stabilita částic disperzní fáze oproti koagulaci a růstu je primárním předpokladem využití precipitačně zpevněných ocelí. Provozní zatížení může způsobit výrazné urychlení zhrubnutí některých minoritních fází. [10]

1.3.1 Karbidy

Karbidy jsou nejdůležitější minoritní fází v žárovevných ocelích. Vyskytují se ve všech typech žárovevných ocelí. Vyloučení karbidů brání pohybu dislokací, hranic zrn a hranic subzrn. Toto disperzní zpevnění karbidy vytváří základ pro creepovou pevnost. Karbidy typu M_3C se vyskytují pouze v nelegovaných nebo ve starších typech nízkolegovaných ocelí. Na rozdíl od precipitace cementitu dochází při precipitaci speciálních karbidů k významnému přerozdělení substitučních prvků. Karbidy M_6C jsou obvykle nežádoucí. Při provozních teplotách rychle hrubnou a jejich precipitace se spojuje

s ochuzováním matrice o molybden a nebo wolfram, což má za následek výrazný pokles substitučního zpevnění. Kromě toho precipitace hrubých částic M_6C způsobuje rozpouštění malých částic karbidů nebo karbonitridů (VC, VCN, Mo_2C), čímž dochází ke snížení precipitačního zpevnění. Karbid M_7C_3 bohatý na chróm se vyskytuje v nízkolegovaných ocelích. V průběhu vysokoteplotního zatížení dochází k jeho hrubnutí. Základním typem karbidu v moderních žárovevných ocelích je na chróm bohatý karbid $M_{23}C_6$. Je to velmi stabilní karbid. Bór má silný stabilizující účinek na karbidy $M_{23}C_6$. Negativní vliv na rozměrovou stabilitu karbidů $M_{23}C_6$ má nikl, který způsobuje zrychlení difúzních pochodů. Obrázek 2 znázorňuje karbidy a karbonitridy na snímcích z mikroskopu. [10], [12]



Obrázek 2 - Snímky karbidů a karbonitridů z mikroskopu [11]

1.3.2 Karbonitridy MX

Karbonitridy MX mají jeden z největších příspěvků ke creepové pevnosti. Jde například o Nb (C, N) nebo V (N, C) precipitující jako drobné, hustě rozmístěné částice. MX precipitáty jsou extrémně stabilní vůči hrubnutí. Můžeme je považovat za základní stavební kámen pro dlouhodobou strukturní stabilitu (9 - 12) % Cr ocelí. Literatura uvádí, že karbonitridy MX nemusí mít stechiometrické složení, protože obsahují velké množství vakancí. Díky tomu může být podíl kovových prvků v karbonitridech vyšší. Nepřesnosti v chemickém složení mohou vést ke vzniku nežádoucích fází. Například vznik AlN v oceli P91 místo MX karbonitridů a náhlým fázovým změnám jako je vznik Z - fáze. Karbonitridy MX bohaté na vadaď a niob jsou velmi stabilní proti hrubnutí, ale mohou se rozpouštět při precipitaci komplexního nitridu Z - fáze. To je hlavní problém ocelí s obsahem chrómu 10 % a více, a zároveň obsahující niob. [10], [21]

1.3.3 Lavesova fáze

Vznik Lavesovy fáze, která způsobí odstraňování Mo a W z matrice tuhého roztoku, má za následek v průběhu dlouhodobé expozice snížení creepové pevnosti. V (9 - 12) % Cr ocelích mohou vznikat fáze typu $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$. Vznik Lavesovy fáze je podporován přítomností prvků Mo a W, které se pak vyskytují v Lavesově fázi. Bylo zjištěno, že u (9 - 12) % Cr ocelí Lavesova fáze precipituje při dlouhodobém stárnutí nebo při creepové expozici při (600 - 650) °C. K růstu Lavesovy fáze došlo v prvních 10 000 hodin při stárnutí při 600 °C. Ve vzorcích, které byly zkoumány při stárnutí při 650 °C je velikost Lavesovy fáze mnohem větší než při 600 °C. Dále má Lavesova fáze nežádoucí účinky na rázovou houževnatost a plastické vlastnosti. Matrice Lavesovy fáze je nekoherentní. Díky tomu lze v dané oblasti detekovat trhliny. [3], [7], [16]

1.3.4 Z - fáze

Zlepšení odolnosti proti oxidaci vedlo vývoj ke zvyšování obsahu Cr v ocelích. Aby byla po žhání plně martenzitická mikrostruktura, musíme zvýšený obsah Cr doplnit zvýšením prvků Cu, Ni a Co, které stabilizují austenit. Při delším vystavení Cr oceli teplotám 600 °C a 650 °C došlo k vytváření nitridové fáze CrNbN. Tuto fázi známe jako Z - fázi. Při formování této fáze dochází k rozkladu jemných nitridů a karbonitridů Nb a V důležitých pro creepovou odolnost. [8]

Nitridická Z - fáze je prvotně známá z austenitických ocelí legovaných niobem. V těchto ocelích se objevuje jako prospěšná zpevňující fáze, protože precipituje ve formě velmi jemných částic. V martenzitických (9 - 12) % Cr ocelích legovaných V a Nb se vyskytuje Z - fáze $\text{Cr}(\text{V}, \text{Nb})\text{N}$. Z - fáze obsahuje stejné prvky jako karbonitridy MX, takže je její precipitace doprovázena rozpouštěním prospěšných částic MX. Vznik jedné částice Z - fáze má za následek rozpuštění cca 1000 částic MX. Z - fáze precipituje jako poměrně velké částice, které nepřispívají disperznímu zpevnění. Creepová pevnost oceli obsahující Z - fázi je značně nižší na rozdíl od stejné oceli obsahující karbonitridy MX. Je dokázáno, že chrom výrazně urychluje precipitaci Z - fáze. Obsah 10 % Cr a vyšší v oceli značně urychluje precipitaci Z - fáze. V ocelích (11 - 12) % Cr dojde precipitací Z - fáze při teplotě 650 °C ke kompletnímu rozpuštění MX částic během několika tisíc hodin. Precipitaci Z - fáze nelze zastavit, umíme ji pouze natolik zpomalit, aby nesnižovala creepovou pevnost po dobu životnosti energetického zařízení. Precipitace Z - fáze představuje významný problém u (9 - 12) Cr ocelí pro dlouhodobou strukturní stabilitu, protože přispívá k výrazné degradaci těchto ocelí. [10]

1.3.5 Delta - ferit

Při nedostatečném vyrovnání účinku feritotvorných prvků prvky austenitotvornými se může ve struktuře žárovevných ocelí za působení austenitizačních teplot vyskytnout jistý podíl δ - feritu. δ - ferit není schopný martenzitické transformace a zůstává ve struktuře i po tepelném zpracování. Při tepelném zpracování je důležité dbát na to, aby teplota austenitizace nepřekročila 1100 °C, protože to má za následek neúměrné zvyšování obsahu δ - feritu, který je ve struktuře nežádoucí. δ - ferit ve struktuře znamená zhoršení creepové pevnosti. Na rozhraní martenzit - δ - ferit vzniká velký koncentrační skok. Důsledkem toho je urychlení difúze a tím rychlejší hrubnutí a rozpouštění precipitátů. Creepová deformace v martenzitu se liší od průběhu creepové deformace v δ - feritu. [9], [10]

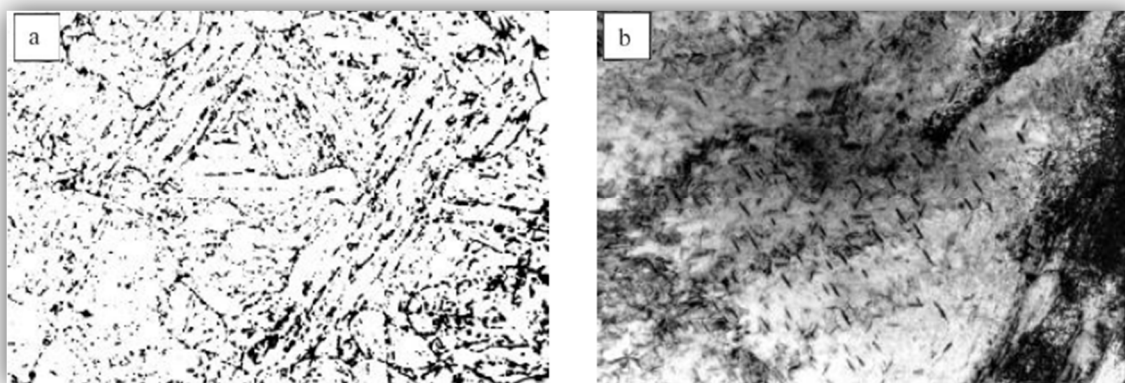
1.4 Mikrostruktura modifikovaných (9 - 12) % Cr ocelí

Modifikované (9 - 12) % Cr oceli se používají ve stavu normalizačně žíhaném a popuštěném nebo kaleném a popuštěném. Legující prvky v čele s vysokým obsahem chromu vyvolávají posun křivek rozpadu austenitu v ARA diagramech, což je důsledkem plné prokalitelnosti i tlustých průřezů při ochlazování na vzduchu. V rozsáhlém rozpětí ochlazovacích rychlostí vzniká martenzit. Martenzit je převážně laťkový a uvnitř původních austenitických zrn vzniká několik svazků rovnoběžných martenzitických látek, které se mohou oddělit filmy zbytkového austenitu. Žíhaná martenzitická struktura je složená z látek, bloků a subzrn vyloučených na předchozích austenitických zrnech. Tyto látky, bloky a subzrna obsahují vysokou hustotu dislokací jemných precipitátů $M_{23}C_6$ a MX karbonitridů. Hrubší precipitáty $M_{23}C_6$ se vyskytují převážně podél hranic zrn. Jemnější MX karbonitridy se nachází podél hranic zrn a v matici. [6], [8]

(9 - 12) % Cr oceli jsou zpracované tak, aby po vyrobení měly martenzitickou strukturu, která se následně tepelně zpracovává ke zlepšení tažnosti a houževnatosti při nízkých teplotách. Tepelné zpracování se skládá z austenitizace při teplotách okolo 1100 °C, po které následuje popouštění přibližně na teplotě kolem 750 °C. [3]

1.4.1 Mikrostruktura oceli P92 po austenitizaci

Vzhledem k vysokému obsahu chromu je chlazení vzduchem dostatečné k zahájení martenzitické transformace po austenitizaci. Na obrázku 3 je znázorněna mikrostruktura oceli P92 po austenitizaci při 970 °C po dobu 2 hodin. V oceli je martenzitická struktura s vysokou hustotou dislokací a malé množství zbytkového austenitu na hranicích zrn. Uvnitř velkých martenzitických latěk vytváří jehličkové částice M_3C bohaté na Fe Windmanstättenovu strukturu s obvyklou Bagaryatskiho orientací na feritickou matici. Během austenitizace při 970 °C se nerozpustily všechny částice $M_{23}C_6$, zatímco teplota 1070 °C a vyšší vedla k úplnému rozpuštění tohoto karbidu. Ve struktuře byly pozorovány precipitáty Nb (C, N), jejichž přítomnost ve struktuře může omezovat růst austenitických zrn. Velikost částic dokazuje, že nebyly v průběhu austenitizace rozpuštěny. [3]

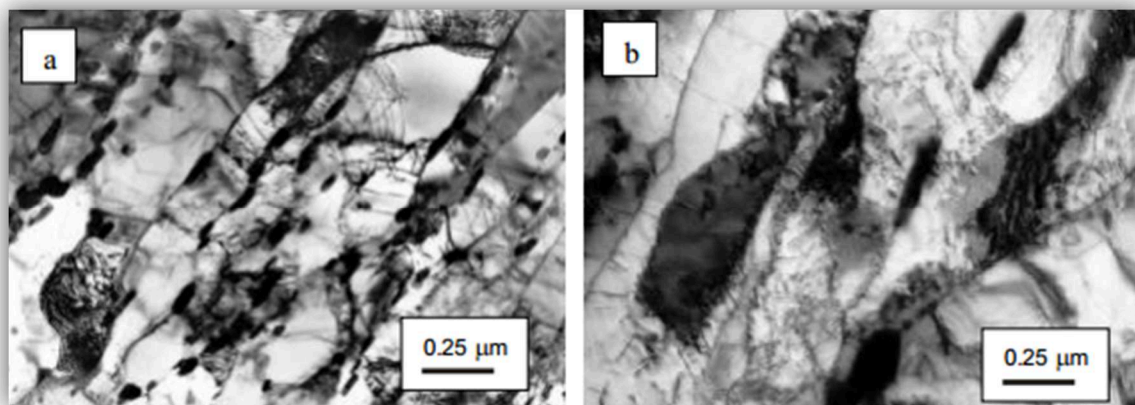


Obrázek 3 - Mikrostruktura oceli P92 po austenitizaci při 970 °C po dobu 2 hodin [3]

a) Optický mikroskopický snímek martenzitického zrna s malým množstvím zbytkového austenitu.

b) Snímek transmisním elektronovým mikroskopem ukazuje jehličkám podobné částice Fe obohacené M_3C částicemi s Windmanstättenovou strukturou v martenzitických latkách. [3]

Vliv kolísání teploty austenitizace na mikrostrukturu je uveden na obrázku 4. Hlavní rozdíl v mikrostruktuře je ve zvětšující se velikosti latěk (např. 0,38 nm při 970 °C, až 0,42 nm při 1070 °C a 0,58 nm při 1145 °C) a zvětšující se velikost austenitických zrn (o 10 nm při 970 °C, až 20 nm při 1070 °C a 60 nm za teploty 1145 °C). [3]



Obrázek 4 - Mikrostruktura oceli P92 ukazující zvýšenou šířku martenzitických latěk při vyšší teplotě austenitizace [3]

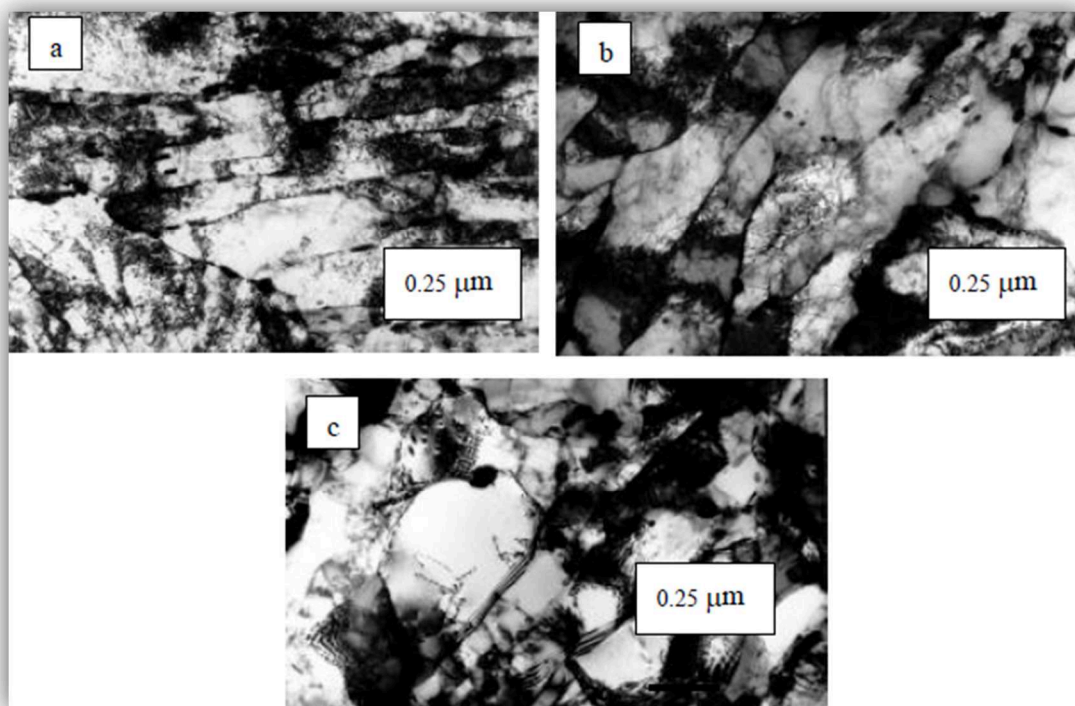
a) Snímek TEM po 2 hodinách austenitizace při 970 °C a popouštění při 775 °C po dobu 2 hodin.

b) Snímek TEM po 2 hodinách austenitizace při 1145 °C a popouštění při 775 °C po dobu 2 hodin. [3]

1.4.2 Mikrostruktura oceli P92 po popouštění

Na obrázku 5 je znázorněna mikrostruktura po austenitizaci při 1070 °C a následném popouštění při 715 °C, 775 °C a 835 °C. Během popouštění proběhly dva hlavní procesy. Zaprvé popouštění způsobilo snížení vysoké hustoty dislokací po austenitizaci a dále tvorbu dílčích zrn a dislokační sítě. Tyto procesy byly rychlejší při vyšších popouštěcích teplotách, takže při popouštění na 715 °C byla hustota dislokací mírně vyšší než při standardním popouštění při 775 °C. Popouštěcí teplota 835 °C způsobila snížení hustoty dislokací o cca 75 %. [3]

Zadruhé během popouštění došlo k precipitaci karbidů, nitridů nebo karbonitridů, což je znázorněno na obrázku 6. M_3C se po austenitizaci rozkládá na méně stabilní karbidy a precipitují nitridy chromu, molybdenu, niobu a vanadu. $M_{23}C_6$ precipituje na hranicích austenitických zrn i subzrn a v martenzitických latkách. Precipitáty, které jsou důležité pro mechanické vlastnosti oceli P92 jsou jemné. Jedná se o M (C, N): kulovité niobové karbonitridy a deskovité na vanad bohaté nitridy. Větší kulovité částice Nb (C, N) zůstaly nerozpuštěné během austenitizace a při popouštění působí jako nukleační místa pro vznik deskovitých nitridů vanadu. Jde o malé množství těchto precipitátů, které však mají velký význam pro mechanické vlastnosti této oceli. [3]

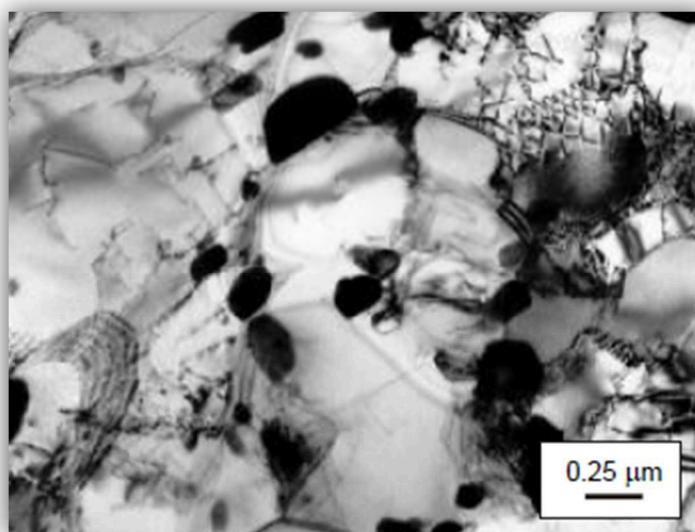


Obrázek 5 - Snímek TEM oceli P92 po austenitizaci a následném popouštění [3]

a) Snímek TEM po 2 hodinách austenitizace při 1070 °C a popouštění při 715 °C po dobu 2 hodin.

b) Snímek TEM po 2 hodinách austenitizace při 1070 °C a popouštění při 775 °C po dobu 2 hodin.

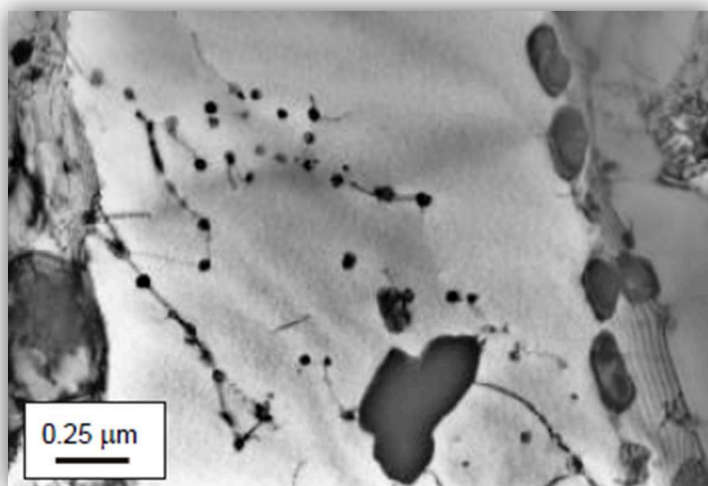
c) Snímek TEM po 2 hodinách austenitizace při 1070 °C a popouštění při 835 °C po dobu 2 hodin. [3]



Obrázek 6 - Snímek TEM oceli P92 po austenitizaci při 970 °C a popouštění při 775 °C po dobu 2 hodin [3]

Výsledkem měření mikrostrukturních parametrů jako jsou hustota dislokací, šířka subzrn a rozměry precipitátů byly následující zjištění. Hustota dislokací se snížila po vysokoteplotním popouštění a creepové vlastnosti se zlepšily o několik tisíc hodin při 600 °C. Šířka subzrn se výrazně zvýšila po zkouškách creepem. Mluvíme o zvětšení 3-4 násobně větším u vzorků testovaných creepem při teplotě 600 °C po dobu 10^5 hodin a více, než v předchozím stavu. Rozměry precipitátů nebyly tak velké, ale významné zvýšení nastalo v $M_{23}C_6$ po creepové expozici. [3]

Další částice, které precipitují v (9 - 12) % Cr ocelích se nazývají Lavesova fáze, Fe (W, Mo) viz. obrázek 7. Ta vzniká při dlouhodobém stárnutí nebo při creepu při 600 °C a 650 °C. Bylo zjištěno, že k růstu Lavesovy fáze došlo v prvních 10^5 hodinách během creepu při 600 °C. Velikost Lavesovy fáze je mnohem větší ve vzorcích během tečení při 650 °C než během tečení při 600 °C. [3]



Obrázek 7 - Lavesova fáze precipituje v oceli P92 po creepu při 650 °C po 6500 hod. [3]

Účelem popouštění je dosáhnout co nejlepší strukturní stability vyloučením karbidů a karbonitridů. [9]

2 Svařitelnost a tepelné zpracování žárovevných ocelí

2.1 Svařitelnost martenzitických chromových ocelí

Martenzitické chromové oceli se svařují v popuštěném, žíhaném, zušlechťeném nebo tvrdém stavu. Předchozí tepelné zpracování svařovaných materiálů nemá vliv na zakalení tepelně ovlivněné oblasti (TOO) a svarového kovu. Martenzitické oceli svařujeme zásadně s předeřevem, kontrolujeme teplotu interpass a po svaření používáme dohřev svarových spojů, protože při svařování je problémem náchylnost na tvorbu studených trhlin a jejich prokalitelnost. Dříve se doporučovala teplota předeřevu pro (12 - 13) % Cr oceli přibližně 400 °C, což je nad teplotou M_s . Současná literatura při nižším obsahu uhlíku doporučuje teplotu předeřevu cca 250 °C, to značí teplotu mezi M_s a M_f . Je to dostatečná teplota, aby ve struktuře bylo postačující množství austenitu, ve kterém se rozpouští difuzní vodík. Teplota interpass se doporučuje v rozmezí teplot M_s - teplota předeřevu. Dohřev nám slouží k difúzi vodíku a zrovnoměnění vnitřního pnutí. [1]

Jako přídatné materiály pro martenzitické chromové oceli používáme materiály stejného chemického složení jako má základní materiál. Pro svařování velmi tuhých svarových spojů se doporučují volit jako přídatný materiál slitiny Ni-Cr nebo Ni-Cr-Fe. Jsou to přídatné materiály, které se nevytvrzují a charakterizují je výborné plastické vlastnosti. Můžeme použít i austenitické přídatné materiály, pokud nejsou náročné požadavky na mez pevnosti svarového spoje. Přídatné materiály se doporučuje volit menších průměrů, aby následující vrstva svarového kovu vyžihala vrstvu předchozí. Pro svařování můžeme použít technologie svařování elektrickým obloukem, elektrické odporové svařování, svařování laserem a svařování elektronovým paprskem. [1]

Požadované mechanické vlastnosti, které musí mít svarový kov a v TOO pásmo přehřátí, stanovuje hodnota vrubové houževnatosti. Z toho důvodu se musí svarové spoje tepelně zpracovat většinou žíháním na snížení vnitřního pnutí při teplotách pod Ac_1 . Žíhání má za úkol popustit martenzit, to znamená snížit jeho tvrdost a pevnost a zvýšit jeho houževnatost a tažnost. Tuhé, tlustostěnné a tvarově členité svařence nesmíme nechat po svařování zchladnout na okolní teplotu. Tepelné zpracování musí následovat ihned po svařování. Doporučená rychlost ohřevu na žíhací teplotu je v rozmezí (30 - 80) °C/1h. Důsledkem vysoké rychlosti ohřevu na žíhací teplotu je velký teplotní gradient, který je příčinou vzniku dodatečných termálních napětí. Při (200 - 300) °C tak mohou vzájemným působením vnitřních pnutí po svařování, strukturních pnutí a dodatečných termálních napětí vzniknou nízkoteplotní žíhací trhliny. Pokud nemůžeme po svařování aplikovat

tepelné zpracování, je doporučeno svarové plochy navařit austenitickým přídavným materiálem. Před navařením aplikujeme nízkou teplotu předehřevu. Pro samotný proces navařování nastavíme nízký tepelný příkon a poté aplikujeme tepelné zpracování na návar. Následně opracováním připravíme nové svarové plochy. Tloušťka návaru musí i po opracování zajistit, že základní materiál nebude procesem svařování tepelně ovlivněn. Takhle připravený svarový spoj dále svařujeme austenitickým přídavným materiálem bez předehřevu a následného tepelného zpracování po svařování. U svarových spojů martenzitických chromových ocelí mohou vznikat problémy se zkřehnutím 475 a precipitací σ fáze a mezikrystalické koroze (MKK), to ale jen v případě svařování austenitickými přídavnými materiály, což se moc nepoužívá. [1]

2.2 Trhliny ve svarových spojkách martenzitických žárovečných ocelí

Termodynamickou účinnost klasických tepelných elektráren můžeme zvýšit jediné tehdy, až budou jejich komponenty schopny pracovat při vyšších teplotách a tlacích přehřáté páry. Práce zařízení v tzv. creepovém režimu s sebou nese řadu problémů, ale většina z nich je způsobena poškozením svarových spojů. Svarové spoje se poruší často už v přibližně polovině výpočtové životnosti konstrukce. Stávají se tedy limitujícím faktorem pro životnost energetických bloků. Typy provozních trhlin se dělí do 4 kategorií: [18]

- a) **Trhliny 1. druhu** - příčné nebo podélné trhliny umístěné pouze ve svarovém kovu.
- b) **Trhliny 2. druhu** - příčné nebo podélné trhliny, které vznikají ve svarovém kovu, ale mohou se šířit do TOO a nebo až do ZM.
- c) **Trhliny 3. druhu** - podélné trhliny, které vznikají na hranici pásma přehřátí s pásmem normalizace a šíří se podél hranice ztavení nebo směrem do ZM. Vzhledem k tomu, že v této oblasti TOO vznikají vlivem tepelného zpracování svarového spoje i žíhací trhliny, označujeme je jako trhliny typu 3a. Trhliny typu 3a můžeme metalograficky od žíhacích trhlin lehce rozeznat. Zatímco žíhací trhliny vznikají v pásmu přehřátí a mají interkrystalický charakter, trhliny typu 3a vznikají v pásmu normalizace, a to až po delší době vystavení provozním podmínkám. Jejich vznik je spojený s transkrystalickým poškozením.
- d) **Trhliny 4. Druhu** - jedná se podélné trhliny vznikající v TOO vyhřáté při svařování na teploty mezi Ac_1 a Ac_3 . Poblíž teploty Ac_3 se i šíří. Tyto trhliny jsou pro provozní zatížení nejkritičtější, protože vznikají už po uplynutí poloviny životnosti energetického zařízení. [18]

2.3 Homogenní svarové spoje

2.3.1 Svařování parovodního potrubí (Ø 219 x 40) mm z oceli P92

V práci [6] byla hodnocena žárovevnost a vliv creepové expozice na mikrostrukturu svarového spoje oceli P92. Konkrétně se v experimentu jednalo o svařování segmentů parovodního potrubí s Ø 219 mm a tloušťky stěny 40 mm. Základní materiál byl tepelně zpracován normalizačním žháním na 1060 °C po dobu 1 hodiny a popouštěním při 770 °C po dobu 2 hodin. Jako přídatný materiál se použil Thyssen Thermanit MTS 616. [6]

Realizoval se svarový spoj typu W. Kořen se provařil v ochranné atmosféře argonu a výplň obalenou elektrodou. Pro všechny svarové spoje se použil předehřev (200 - 250) °C. Teplota interpass byla maximálně 300 °C. Po zavaření parovodního potrubí byl aplikován dohřev při (250 - 260) °C. Po svaření se svarové spoje tepelně zpracovaly žháním při teplotě (750 - 760) °C po dobu 4 hodin a následném ochlazení na vzduchu. [6]

Svarové spoje byly testovány zkouškami tečení. Ze středové části svaru (mimo oblasti kořene svaru) se odebraly příčné vzorky, které byly testované při různých teplotách a napětích. V tabulce 1. je vidět rozsah zkoušených teplot (575 - 650) °C a rozsah použitých napětí (70 - 240) MPa. Při použití nízkého napětí a vyšší teploty se lom ve vzorku projevil v TOO a na jeho realizaci se významně podílelo kavitační porušení. Naopak u vzorku, kde se použilo vysoké napětí a nízká teplota k lomu došlo v ZM a porušení proběhlo mechanismem kluzu. Žárovevnost se hodnotila pomocí Larson - Millerova parametru P_{LM} , který je vyjádřen rovnicí 2.1. Hodnoty creepové pevnosti prasklých vzorků leží v pásmu ± 20 % pevnosti ZM. Jediná výjimka je vzorek zkoušený při teplotě 625 °C. [6]

Parametry potřebné k výpočtu:

T - teplota [K]

C - materiálová konstanta (pro ocel P92 $C = 36$)

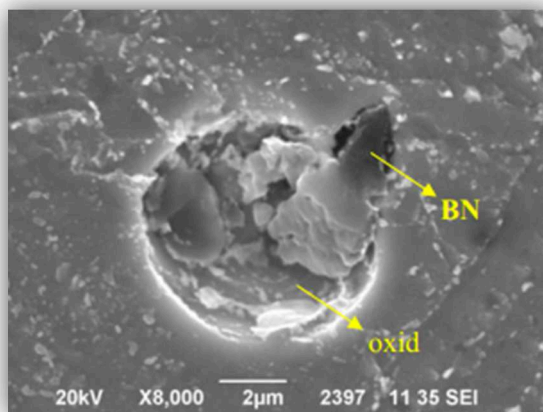
t - čas do lomu [h]

$$P_{LM} = T \cdot (C + \log t) \quad (2.1)$$

Tabulka 1 - Výsledky zkoušek tečení [6]

Vzorek	Teplota [°C]	Napětí [Mpa]	Doba do lomu [hod]	A [%]	Z [%]	Poloha lomu
3P92	575	200	9 674	6	25,6	zákl. mat.
4P92	575	240	100	15,5	82,9	zákl. mat.
2P92	600	210	262	16,7	76,2	zákl. mat.
5P92	600	160	7 715	5,5	14,4	TOO ZM
6P92	600	120	10 616			pokračuje
7P92	600	140	9 180			pokračuje
8P92	600	160	4 796	2,6	9,3	TOO ZM
15P92	600	180	2 160	13,3	59,4	zákl. mat.
9P92	625	100	6 732		12,1	TOO ZM
10P92	625	120	5 380	6	7,4	TOO ZM
11P92	625	80	14 621			pokračuje
12P92	625	90	10 133			pokračuje
16P92	625	140	2 116	2,9	12,1	TOO ZM
13P92	650	80	3 228	6	7,4	TOO ZM
14P92	650	70	5 960	5,6	12,1	TOO ZM
17P92	650	100	2 052	3,8	12,1	TOO ZM

Mikrostruktura základního materiálu před zkouškou tečení je tvořena popuštěným martenzitem. Vlivem svařování v TOO v pásmu normalizace došlo k překrystalizaci původní martenzitické struktury a k zjemnění austenitického zrna. Po tepelném zpracování svarového spoje se z jemnozrné martenzitické struktury stala struktura popuštěná. Při velkém zvětšení je zřejmé, že struktura v ZM, SK i TOO je tvořena feritickou maticí s karbidickými částicemi a hranicemi původních austenitických zrn. V ZM a v TOO byly sledovány vměstky a díry. Vměstky byly dále zkoumány a zjistilo se, že se jedná o nitridy boru. Nitridy boru se často objevují ve shlucích s oxidy hořčíku a hliníku. Vyloučení nitridu boru je nežádoucí, protože se tím zabrání kladnému působení boru na vlastnosti materiálu. Bor rozpuštěný v tuhém roztoku redukuje růst karbidů chrómu během dlouhodobých creepových expozic. Pro názornost je vměstek nitridu boru s oxidy hořčíku a hliníku na obrázku 8. [6]



Obrázek 8 - Vzorek bez tepelného zpracování; oblast TOO; vměstek nitridu bóru, oxidu hliníku a hořčíku [6]

Mikrostruktura vzorků po zkouškách tečení byla zřetelně ovlivněna a tvoří ji vysoce popuštěný martenzit. U vzorků vystavených nejvyšší teplotě, což bylo 650 °C, došlo k významnému růstu sekundárních fází a značnému kavitačnímu porušení. Ve všech vzorcích se objevili částice δ -feritu. Ve svarovém kovu a TOO se nacházely izolované částice δ -feritu, které tvořily nesouvislé řetízky až do ZM. Na hranici ztavení bylo vyřádkování častější a je znázorněno na obrázku 9. [6]



Obrázek 9 - δ -ferit na hranici ztavení na vzorku 9P92 [6]

Autoři v práci [6] vyslovují následující závěry: Creepová pevnost svarového spoje je v požadovaném pásmu ± 20 % meze pevnosti ZM. Mikrostruktura v ZM, TOO i SK je tvořena feritickou matricí s karbidickými částicemi na hranicích původních austenitických zrn a při velkém zvětšení je vzhled velmi podobný. Dále se zjistily při creepových expozicích při 600 °C a vyšších rozdíly ve velikosti sekundárních fází. Předpokládané účinky bóru na velikost sekundárních částic nebyly potvrzeny. [6]

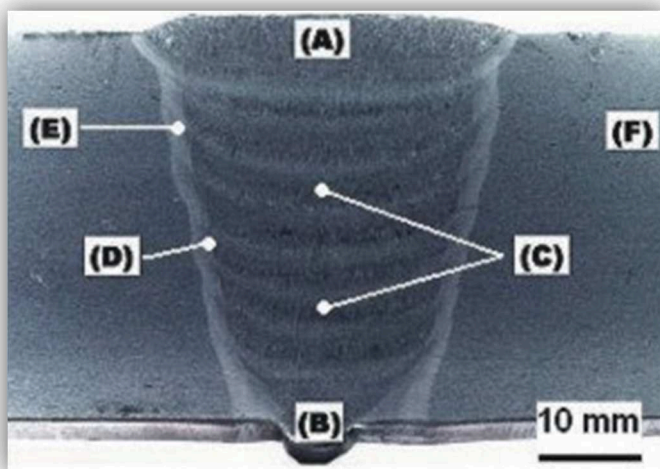
2.3.2 Svařování parovodního potrubí z oceli P92

V ČR se už několik let připravuje nebo probíhá výstavba bloků elektráren s nadkritickými parametry. Jedná se přibližně o 0,5 km potrubí s průměrem 500 mm. Pro jeden blok je potřeba (450 - 500) tun materiálu, jehož střední doba životnosti by měla být minimálně 40 let, jinak řečeno provozní dobu $2,5 \cdot 10^5$ hodin. [19]

V práci [19] byla hodnocena tvrdost svarového spoje a vliv creepové expozice na životnost svarového spoje oceli P92. Experimentální materiál byl zhotoven o různých průměrech a různém tepelném zpracování. U základního materiálu (\varnothing 350 x 39) mm, byla provedena normalizace při 1050 °C s následným popuštěním při 780 °C. Základní materiál (\varnothing 548 x 94) mm, určený pro experiment byl dodán po normalizaci při 1060 °C (kalen do vody) a popuštěn při 770 °C. Mikrostrukturu po TZ tvoří popuštěný martenzit s tvrdostí přibližně 230 HV10. [19]

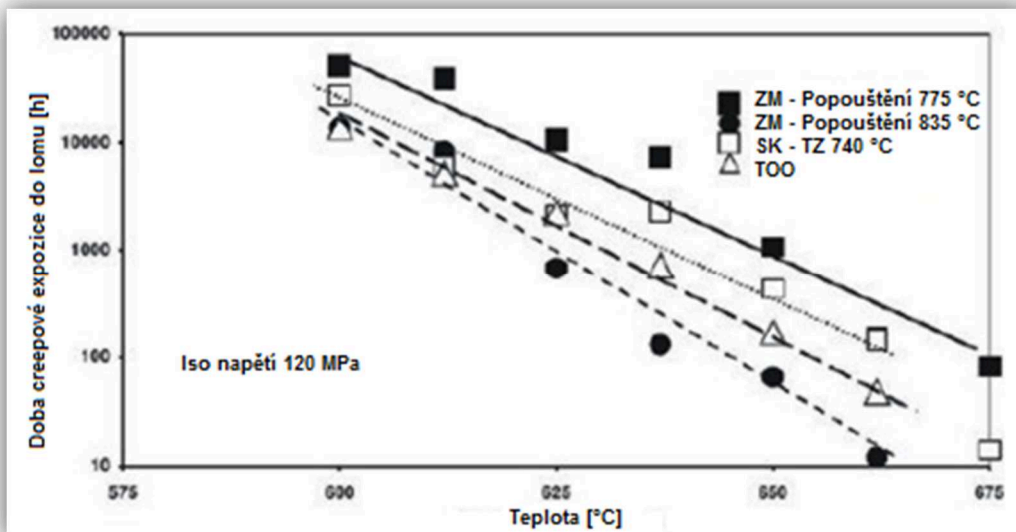
Svarový spoj byl homogenní a realizoval se jako tupý W svar. Kořenová část byla zavařena metodou 141 se svařovacím drátem EN 12070: WZ CrMoWVNb 9 0,5 1,5. Na výplň svaru a krycí housenku byla použita metoda 111 s obalenou elektrodou EN 1599: EZ CrMoWVNb 9 0,5 2 B 42 H5. [19]

Před procesem svařování byl použit předeheřev na minimálně 200 °C. Teplota interpass se pohybovala v rozmezí (200 - 250) °C. Po svařování následovalo tepelné zpracování při 760 °C po dobu 2 hodin s následným ochlazením na vzduchu. Snímek makrostruktury svarového spoje je na obrázku 10. TOO je velice úzká (2 - 3) mm a bez defektů. Struktura je bez významného zhrubnutí na hranicích zrn a je méně výrazná. Tvrdost svarového kovu je v rozmezí (235 - 255) HV10, tvrdost TOO (220 - 260) HV 10 a tvrdost ZM je 225 HV10. [19]



Obrázek 10 - Makroskopický snímek homogenního svarového spoje oceli P92 [19]

Creepové zkoušky se prováděly při teplotách (600, 625 a 650) °C a tahové napětí bylo voleno v rozmezí (100 - 250) MPa. Vliv teplotní degradace způsobil při teplotě 650 °C proti teplotě 600 °C zkrácení doby lomu až o dva řády. Vlivem svařování dochází ke změně mechanických vlastností materiálu. TOO ve svarovém spoji je místem největšího oslabení. Z výzkumu lze vidět, že možnosti pro využití oceli P92 jsou značně omezeny. V dalších desetiletích se pro bloky s teplotou páry nad 650 °C budou muset najít jiné materiály. [19]



Obrázek 11 - Creepové zkoušky pro základní materiál a svarové spoje [19]

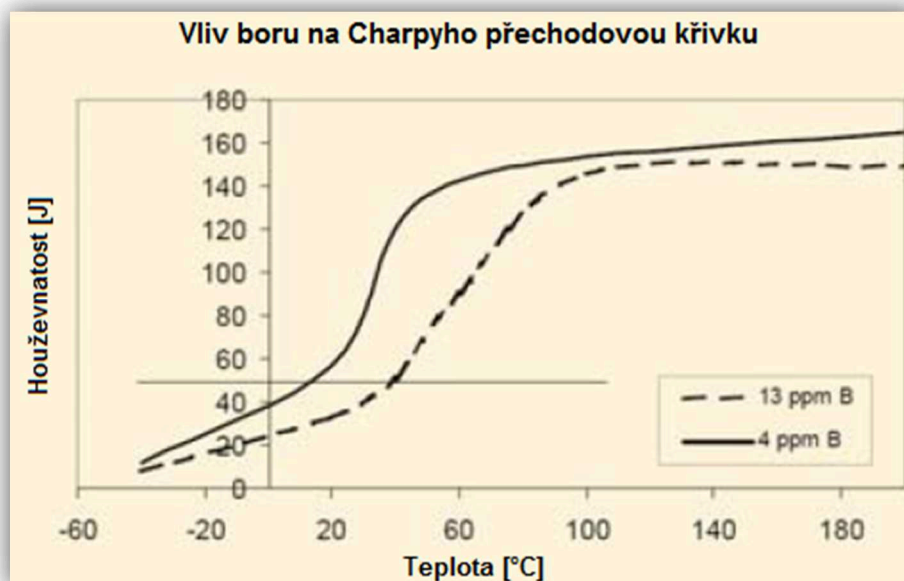
Autoři v práci [19] pronesli následující závěry: Mikrostruktura svarového spoje po tepelném zpracování při 760 °C po dobu 2 hodin je méně výrazná bez významného hrubnutí na hranici zrn. Tvrdost svarového kovu je v rozmezí (235 - 255) HV 10, tvrdost TOO (220 - 260) HV 10 a tvrdost ZM je 225 HV 10. Vliv teploty 650 °C oproti 600 °C způsobil teplotní degradaci až o dva řády. Největší oslabení svarového spoje je v TOO.

2.3.3 Vliv chemických prvků na houževnatost svarového kovu oceli P92

V práci [20] bylo provedeno testování vlivu chemických prvků na houževnatost svarového kovu. Testované experimentální vzorky byly zhotoveny svařováním pod tavidlem. Pro svařování se použilo bazické tavidlo a plněné elektrody \varnothing 2,4 mm nebo \varnothing 3,2 mm, aby se dosáhlo svarového kovu s rozdílným chemickým složením. Svarový kov se vyrobil použitím dvou drátů různých průměrů s různými parametry svařování, aby umožnily podobný tepelný příkon. Použité svařovací parametry pro drát \varnothing 2,4 mm: svařovací proud 460 A, svařovací napětí 30 V a rychlost svařování $56 \text{ cm} \cdot \text{min}^{-1}$. Použité svařovací parametry pro drát \varnothing 3,2 mm: svařovací proud 530 A, svařovací napětí 29 V, rychlost svařování $60 \text{ cm} \cdot \text{min}^{-1}$. Kombinací zvolených parametrů se dosáhlo tepelných příkonů $14,8 \text{ kJ} \cdot \text{cm}^{-1}$ eventuálně $15,4 \text{ kJ} \cdot \text{cm}^{-1}$. Před svařováním se použila teplota předehřevu 150°C . Teplota interpass byla v rozsahu $(230 - 250)^\circ\text{C}$. Nižší teplota interpass je vhodná z hlediska houževnatosti, ale nereálná z praktického hlediska. Po svaření byl aplikován dohřev na teplotě 250°C po dobu 3 hodin, z důvodu případné difúze vodíku. Všechny vzorky se tepelně zpracovaly při 760°C po dobu 4 hodin. TZ zvýší houževnatost svarového kovu a sníží jeho tvrdost. Byly zkoumány následující chemické prvky: C, Cr, N a W. Obsah prvků přídavných materiálů se volil tak, aby se složení blížilo složení ZM. Vzorky na vrubovou houževnatost ISO-V byly umístěny ve vyžíhané oblasti čistého svarového kovu. [20]

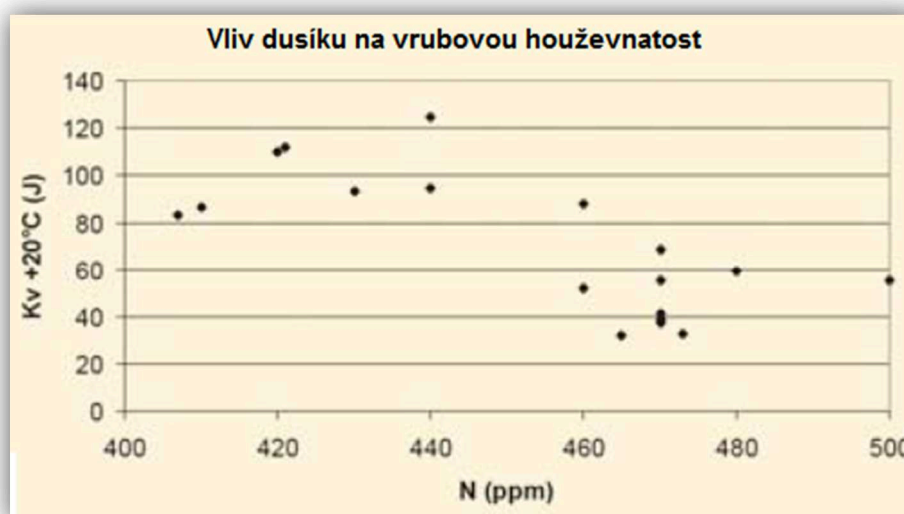
Použití oceli P92 namísto oceli P91 umožnilo zvýšit přípustné napětí součástí o 30 %. Přestože se tyto oceli používají při vysokých teplotách, kde houževnatost nepředstavuje žádný problém, je důležité, aby měly svarové spoje dobrou houževnatost i při teplotě okolí především při náběhu a doběhu zařízení. Na zaručení veškerých požadavků se musí dosáhnout kompromisu mezi optimálními hodnotami houževnatosti a žárupevnosti. Výzkum se zabývá vlivem legujících prvků na zlepšení vlastností tečení. [20]

Smyslem přidání boru je zvýšit žárupevnost svarového kovu. Cílem experimentu bylo co nejpřesněji popsat jeho vliv. Pro testování se použil základní drát s obsahem boru 0,0013 hm. %, který se porovnal s modifikovaným drátem s obsahem boru 0,0004 hm. %. Na obrázku 12. je znázorněn vliv boru na Charpyho křivku ($1 \% = 10000 \text{ ppm}$). Běžný požadavek na houževnatost při pokojové teplotě je 27 J. Pro dosažení velké bezpečnostní rezervy se zvolila hodnota 50 J. Přechodová teplota při 50 J klesla asi o 25°C ve svarovém kovu bez boru. Bor tedy do základního materiálu přidáváme z důvodu zvýšení žárupevnosti, naproti tomu, že nám snižuje houževnatost. Nemůžeme ho ale ze struktury vyloučit, tak volíme obsah boru ve svarovém kovu na dolním rozsahu ZM. [20]



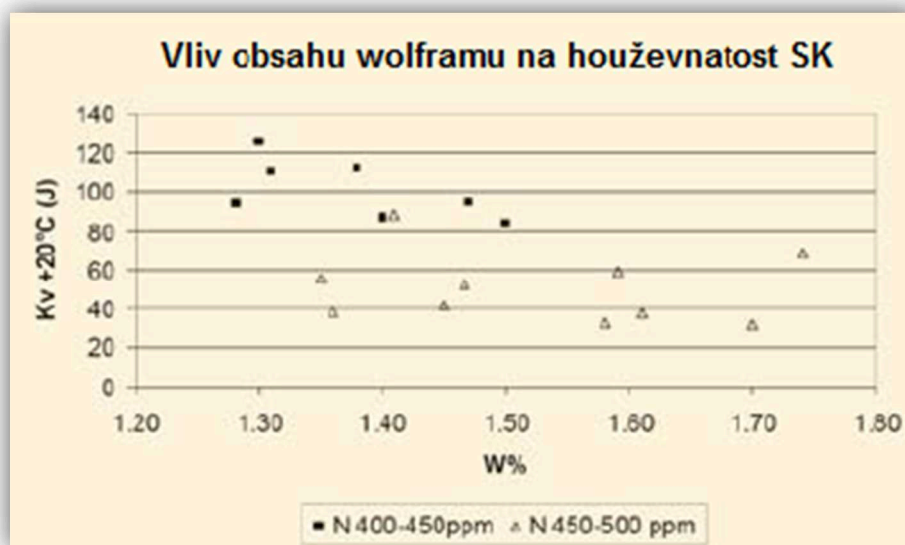
Obrázek 12 - Vliv boru na Charpyho přechodovou křivku [20]

Dusík má silný vliv na vytváření austenitu a jeho schopnost tvořit precipitáty působí i na houževnatost. V experimentu byl zkoumán obsah dusíku, který zvýší hodnoty houževnatosti při teplotě okolí. Z obrázku 13 jasně vyplývá, že dusík snižuje hodnoty houževnatosti v úzkém rozsahu (0,04 - 0,05) hm. %. Pro zaručení žárupevnosti jej ale musíme ve struktuře zanechat. Negativní vliv na houževnatost je významný při hodnotách nad 0,045 hm. %. Dusík se ve struktuře váže s borem a vznikají nitridy boru (BN), které způsobují zhoršení houževnatosti. Na druhou stranu nízký obsah dusíku vede ke zvýšené tvorbě delta feritu. Z toho důvodu je důležité mít obsah dusíku v rozmezí (0,040 - 0,045) hm. %. [20]



Obrázek 13 - Vliv obsahu dusíku na houževnatost svarového spoje [20]

Wolfram se do oceli P92 přidává pro zvýšení žárupevnosti a pevnosti při vysokých teplotách. Výzkum ale ukázal, že svarové spoje s obsahem wolframu mají výrazně horší houževnatost s porovnáním se svarovými spoji bez wolframu. Na obrázku 14 je vidět, že obsah wolframu (1,2 - 1,8) hm. % není důvodem k výraznému snížení houževnatosti při teplotě okolí. Zkušební vzorky se rozdělily do dvou kategorií se zohledněním na předchozí výzkum obsahu dusíku ve svarovém spoji. Vliv obsahu wolframu do 1,8 hm. % se na houževnatost svarového spoje se neprojevil, ale nebylo by rozumné zvyšovat jeho obsah ve svarovém kovu, protože wolfram působí jako stabilizátor feritu. [20]

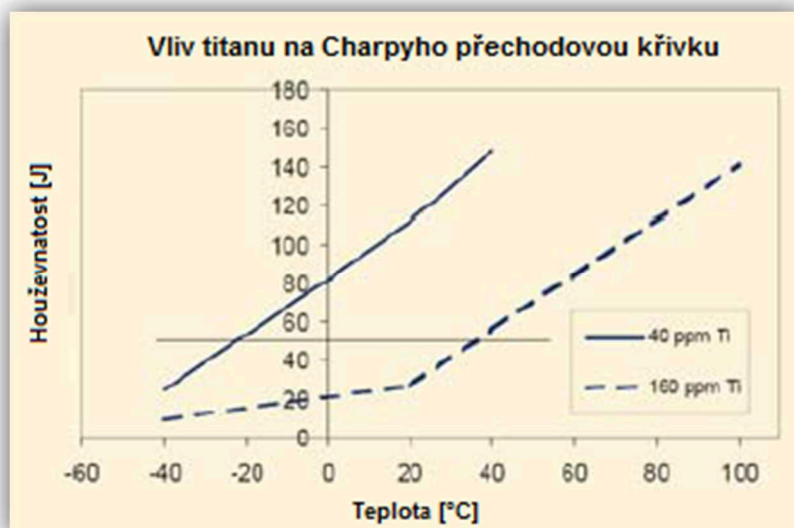


Obrázek 14 - Vliv obsahu wolframu na houževnatost při rozdílném obsahu dusíku [20]

Přidání titanu do svarového kovu má kladný vliv na žárupevnost, ale záporný na houževnatost. Základní materiál obsahuje 0,004 hm. % Ti a i toto množství způsobilo snížení houževnatosti. Houževnatost 50 J se ve svarovém kovu s obsahem 0,004 hm. % Ti dosáhlo při teplotě - 20 °C. S ohledem na kladné vlastnosti se vyhodnocoval obsah titanu 0,016 hm. % ve svarovém kovu. Houževnatosti 50 J se dosáhlo při 35 °C. Se zvýšením obsahu titanu se zlepšili tahové vlastnosti materiálu (R_m , R_e) a snížila tažnost (A) viz. tabulka 2 a obrázek 15. [20]

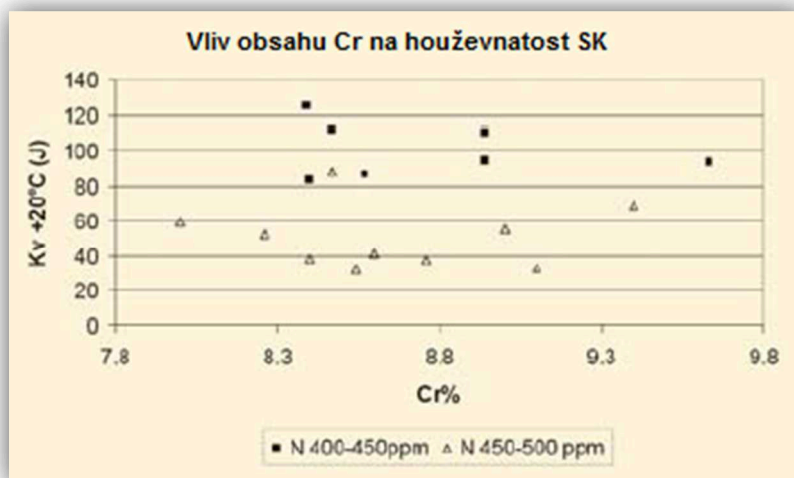
Tabulka 2 - Mechanické vlastnosti svarového kovu při různém obsahu Ti [20]

Obsah Ti v hm. %	R_m [Mpa]	R_e [Mpa]	A [%]
0,004	730	588	22,3
0,016	818	699	16,3

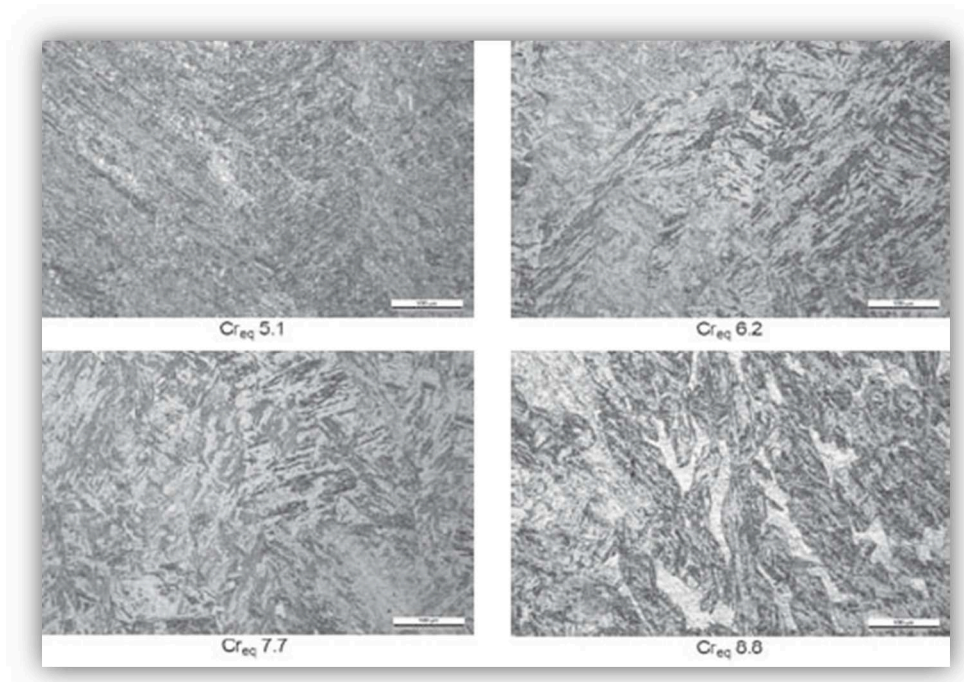


Obrázek 15 - Vliv titanu na Charpyho přechodovou křivku [20]

V rámci výzkumu se měnil i obsah uhlíku a chromu. Uhlík se testoval v rozmezí (0,07 - 0,12) hm. % a chrom v rozmezí (8,0 - 9,6) hm. %. Při zvýšeném obsahu uhlíku se mírně snížila houževnatost, ale největší vliv na houževnatost má dusík. Na obrázku 16 je znázorněn vliv chromu při rozdílných hodnotách dusíku. Z obrázku je zřejmé, že obsah chromu nemá vliv na houževnatost. Vliv chromu se projeví především na mikrostrukturu svarového spoje. Chrom podporuje tvorbu delta-feritu a naproti tomu dusík působí na vznik austenitu. Snížením obsahu dusíku se tedy zvýší delta-ferit. Jako ukazatel sklonu ke tvorbě delta-feritu lze použít ekvivalent chromu Cr_{eq} . Na obrázku 17 jsou znázorněny mikrostruktury vzorků z čistého svarového kovu odebrané příčnými řezy, které se naleptaly Vilellaovým leptadlem a vyhodnocovaly se optickým mikroskopem. V čistém svarovém kovu s ekvivalentem chromu $Cr_{eq} < 8$ se netvořil delta-ferit. Svarový kov s $Cr_{eq} 8,8$ má vysoký podíl deskového delta-feritu. [20]



Obrázek 16 - Vliv obsahu chromu na houževnatost při rozdílném obsahu dusíku [20]



Obrázek 17 - Mikrostruktury ve svarovém kovu po svaření s rozdílnou hodnotou Cr_{eq} [20]

Autoři práce [20] vynesli následující závěry: Pro zkoumání vlivu různých chemických na houževnatost svarového spoje se zhotovili svarové spoje pomocí svaření automatickým pod tavidlem. Změny obsahu wolframu, uhlíku a chromu v základním materiálu neměly na houževnatost významný vliv, ale obsah dusíku ano. Při snížení obsahu dusíku v základním materiálu se zvýšila houževnatost svarového spoje. Negativní vliv na houževnatost se potvrdil i u boru a titanu, ale musely být určeny jejich minimální hodnoty pro splnění žárupevnosti.

2.4 Heterogenní svarové spoje

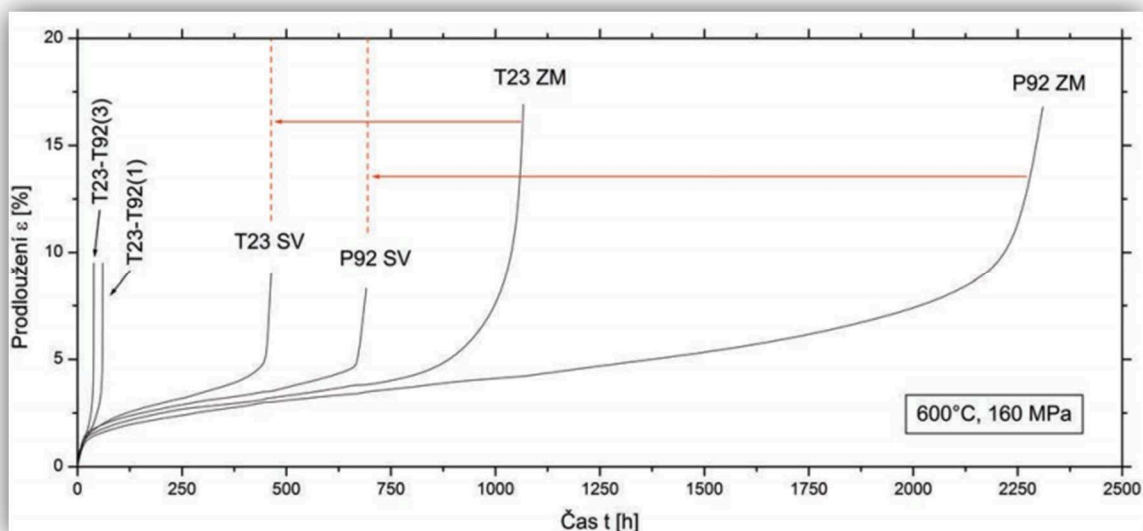
Kritická místa energetických zařízení jsou především heterogenní svarové spoje. Vlastnosti svarového kovu se po svaření a následujícím tepelném zpracování liší od vlastností základního materiálu. Hlavní rozdíly jsou ve tvrdosti, která je ve svarovém kovu vyšší než v základním materiálu a v TOO, která má zjevné strukturní rozdíly v porovnání s neovlivněným základním materiálem. V průběhu svařování může dojít ke snížení žárupevnosti ve svarovém kovu a v jednotlivých pásmech TOO, což vede při provozním namáhání k porušení materiálu. Dlouhodobý provoz způsobuje degradaci vlastností celého materiálu. Odhad chování svarového spoje ztěžuje fakt, že degradační procesy neprobíhají v jednotlivých oblastech svarového spoje stejně. Proto je důležité určit degradační procesy v jednotlivých svarových spojích a zkoumat změny v jednotlivých oblastech svarového spoje. V této práci bych se zaměřil na heterogenní spojení oceli P92-T23, P92-P91 a P92-1.4918.

2.4.1 Creepové zatížení heterogenního svarového spoje z ocelí T23 - P92

Pro svařování heterogenního spoje žárovevých ocelí je důležité kromě metody svařování a tepelného zpracování vybrat vhodný přídavný materiál z hlediska problematiky vzniku nauhličené a oduhličené oblasti. Pro svařování nízkolegované oceli T23 s 9 % Cr ocelí P92 by měl přídavný materiál obsahovat cca 6 hm. % Cr. Takový přídavný materiál se ale v prodeji nevyskytuje. Proto se volí přídavný materiál pro ocel P92 s 9 hm. % Cr nebo pro ocel T23 s 2,25 hm. % Cr. Svarovým spojům ocelí T23 - P92 s těmito přídavnými materiály se musí věnovat velká pozornost kvůli difúzním procesům, které ovlivňují chování svarových spojů a určují jejich kvalitu. [22], [23]

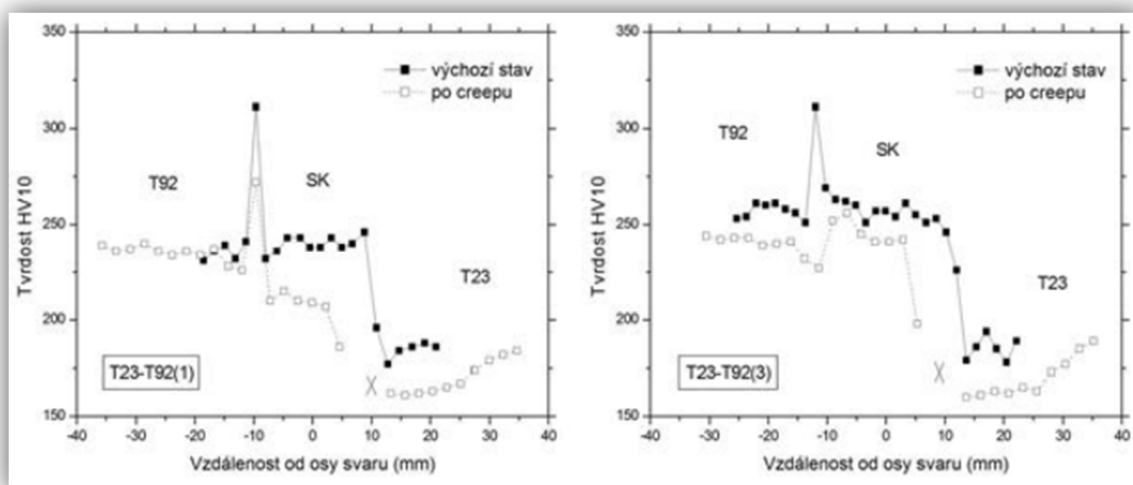
V práci [22] byly zkoumány heterogenní svarové spoje na creepovou odolnost a tvrdost svarového spoje. Pro experiment byly zvoleny dva různé přídavné materiály pro metodu svařování 141 a metodu 111. Spoj s označením T23-P92 (1) byl svařen s předehřevem na (200 - 250) °C. Pro samotný proces svařování byly vybrány přídavné materiály odpovídající oceli T23. Přídavný materiál pro metodu 141 s označením BWG Union I P23 a pro metodu 111 BWG Thermanit P23. Po svaření následovalo tepelné zpracování při 740 °C po dobu 2 hodin s chladnutím v peci. Svarový spoj s označením T23-P92 (3) se realizoval s předehřevem (200 - 250) °C. Přídavným materiálem pro metodu 141 byl zvolen BWG Thermanit MTS 616 (MTS3) a pro metodu 111 BWG Thermanit MTS 616 (MTS5) určený pro svařování oceli P92. Po svaření se provedlo tepelné zpracování při 760 °C po dobu 2 hodin s chladnutím v peci. Přídavné materiály se zkontrolovaly numerickou metodou CALPHAD. Metoda spočívá v porovnání aktivity uhlíku přídavných materiálů se základními materiály v závislosti na teplotě. Výsledkem metody bylo zjištění, že ani jeden svarový kov neodpovídá ideální variantě, ale T23-P92 (1) se prokazuje jako vhodnější. [22]

Ze svarových spojů T23-P92 (1) a T23-P92 (3) byly vyrobeny zkušební tyče pro creepové zkoušky. Dosud jsou kompletně vyhodnoceny jen zkoušky prováděné při 600 °C a napětím 160 Mpa. I když se jednalo o krátkou creepovou zkoušku, výsledky ukázaly, že varianta T23-P92 (1) vykazuje vyšší creepovou odolnost. Potvrzuje se tak výsledek numerické metody CALPHAD. Na obrázku 18 je vidět pro porovnání průběh creepové zkoušky základních materiálů a homogenních a heterogenní svarových spojů. [22]



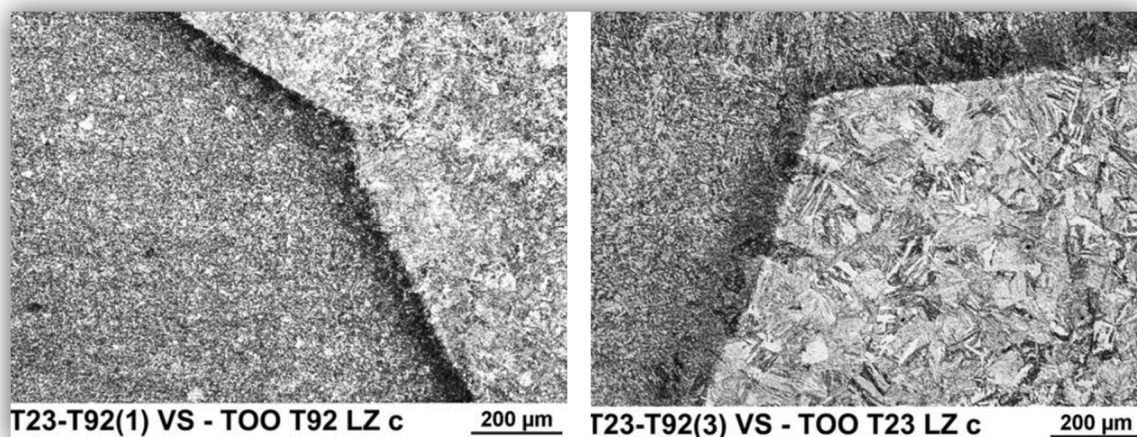
Obrázek 18 - Porovnání creepových zkoušek při 600 °C a napětí 160 MPa [22]

Po creepové zkoušce se změnila tvrdost HV 10 přes svarový spoj. Tvrdost vzorků se rovněž porovnávala s tvrdostí provedenou před creepovou zkouškou. Z obrázku 19 je zřejmé, že hodnoty tvrdosti poklesly zejména u oceli T23, ale i to, že nehledě na volbu přídatného materiálu ve svarovém kovu nastal v TOO oceli T23 lom.



Obrázek 19 - Průběh tvrdosti HV 10 přes svar po TZ po svaření a po creepové expozici [22]

Vliv svařování na životnost je jasný z obrázku 19. U heterogenního spoje T23-P92 určuje výsledné creepové vlastnosti v první řadě chování oceli T23, u níž dochází pokaždé v TOO k lomu. Přitom creepové vlastnosti může ještě více zhoršit špatná volba svarového kovu, což můžeme vidět u varianty T23-P92 (3) obrázek 20. V tomto svarovém kovu dochází k očekávaným strukturním změnám, ale taky k difúzně ovlivněným oblastem mezi svarovým kovem a TOO, které sníží životnost téměř na polovinu. [22]



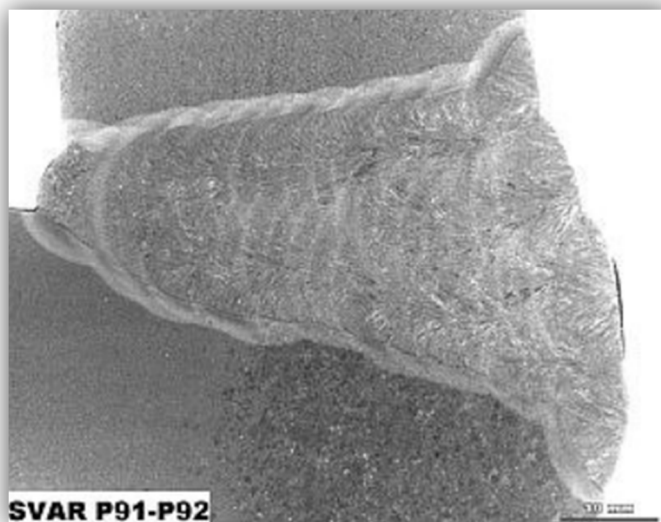
Obrázek 20 - Mikrostruktura TOO s difúzně ovlivněnými zónami blízko linie ztavení [22]

Autoři práce [22] vyslovují následující závěry: Pro svařování heterogenních svarových spojů žárupevných ocelí je důležité vybrat správný přídavný materiál z důvodu problematiky vzniku nauhličené a oduhličené oblasti. Pomocí numerické metody i pomocí creepových zkoušek byl vyneseno závěr, že pro heterogenní spoj T23-P92 není úplně vhodný ani jeden přídavný materiál, ale lepších creepových vlastností se dosáhlo přídavným materiálem určeným pro svařování oceli T23. Při měření tvrdosti HV 10 bylo nejnižších hodnot dosaženo v materiálu T23 a po creepové expozici v něm došlo dokonce k lomu.

2.4.2 Heterogenní svarový spoj ocelí P91-P92

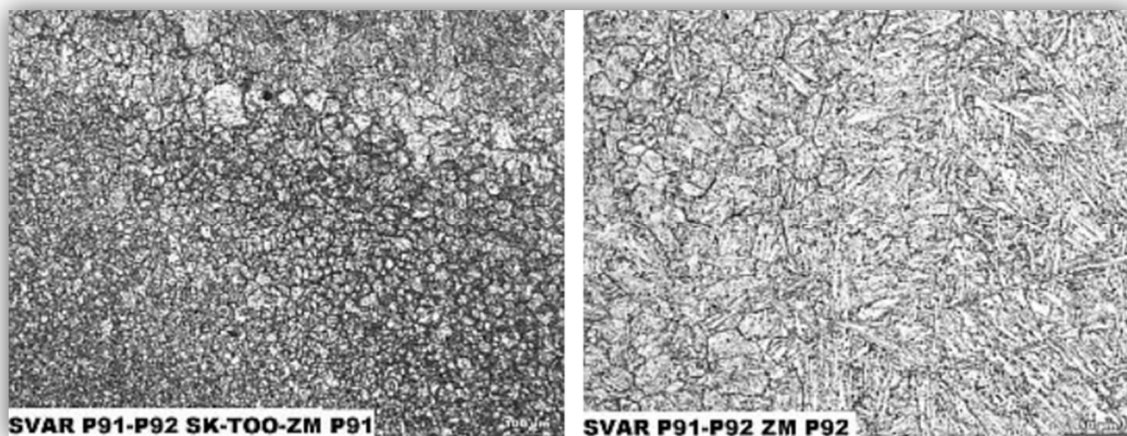
Práce [23] se zabývá heterogenním spojením ocelí P91-P92, které se využívá v oblastech energetiky. Jedná se o dvě podobné oceli 9 % Cr oceli. Ocel P91 je předchůdce oceli P92. Jediný rozdíl je v legování oceli P92 1,7 hm. % W, kterým se zvýší žárupevnost materiálu. Přídavný materiál pro tento druh heterogenního svarového spoje byl zvolen s obsahem 9 hm. % Cr pod označením Thermanit MTS 616. [23]

Na koutový svarový spoj 45W + 5 kout., který byl svařen v poloze PF, se použila trubka z oceli P91 (Ø350 x 39) mm a z oceli P92 trubka (Ø350 x 80) mm. Pro kořenovou část svaru byla použita metoda TIG a pro výplň svaru i krycí housenku byla použita metoda svařování 111. Po procesu svařování bylo aplikováno tepelné zpracování při 750 °C po dobu 3 hodin a ochlazení na vzduchu a další tepelné zpracování při 700 °C po dobu 2 hodin s ochlazením na vzduchu. [23]



Obrázek 21 - Snímek heterogenního svarového spoje P91-P92 [23]

Mikrostruktura svarových spojů byla pozorována pomocí světelné mikroskopie, elektronové mikroskopie a rentgenové difrakce. Struktura svarového spoje P91-P92 se skládá z popuštěného martenzitu s karbidy typu $M_{23}C_6$ a MX. Kořen svaru, výplň a krycí housenky tvoří popuštěný martenzit. TOO je velice úzká (2 - 3) mm s homogenní strukturou přes tloušťku trubky. Pásmo přehřátí není moc zřetelné. Výraznější však je na straně oceli P91, což můžeme vidět na obrázku 22 vlevo. [23]



Obrázek 22 - TOO oceli P91 a hrubozrnná oblast na vnějším povrchu svaru [23]

Na vnějším povrchu svaru v základním materiálu je zřejmá hrubozrnná oblast, která má však podobnou tvrdost jako ZM (obrázek 22 vpravo). Tvrdost ZM oceli P91 je 231 HV10, TOO oceli P91 je 255 HV10, svarový kov má tvrdost 292 HV10, TOO oceli P92 268 HV10 a ZM oceli P92 má tvrdost 217 HV10. [23]

Autoři v práci [23] vyslovují následující závěry: Mikrostrukturu svarového spoje tvoří popuštěný martenzit s karbidy typu $M_{23}C_6$ a MX. Kořen svaru a výplň svaru se skládá z popuštěného martenzitu. TOO je velmi úzká (2 - 3) mm. Pásmo přehřátí není moc zřetelné, ale výraznější je na straně oceli P91. Tvrdost v celém svarovém spoji splňuje normu ČSN EN ISO 15614-1, která určuje maximální dovolenou tvrdost svarového spoje po tepelném zpracování 350 HV. [23]

2.4.3 Heterogenní spoj oceli P92 s ocelí 1.4918

Ve článku [24] byl hodnocený svarový spoj P92-1.4918, který se navrhuje na nových tepelných elektrárnách. Jedná se o spojení austenitické a martenzitické oceli. Během svařování může dojít ke snížení žárupevnosti, což by znamenalo porušení při provozních podmínkách. Spoj byl vytvořen z trubky oceli P92 ($\varnothing 44,5 \times 10$) mm a trubky oceli 1.4918 ($\varnothing 43 \times 10$) mm. Svarový spoj byl realizován metodou 141, pro kterou se zvolil přídavný materiál Thermanit 617 od firmy Böhler, v poloze PA s otáčením. [24]

U svařování austenitické oceli 1.4918 se nepoužívá předehřev, ale musí se kontrolovat teplota interpass, která by měla být maximálně 150 °C. Pro svařování oceli P92 je vždy nutný předehřev minimálně na 200 °C. U heterogenního svarového spoje se musí volit teplota předehřevu s ohledem na náročněji svařovaný materiál. Ve svarovém spoji P92-1.4918 je obtížněji svařovaný materiál ocel P92. Dle výrobce přídavného materiálu byl zvolen minimální předehřev na 220 °C a s ohledem na austenitický materiál teplota interpass 260 °C. Dohřev nebyl aplikován. [24]

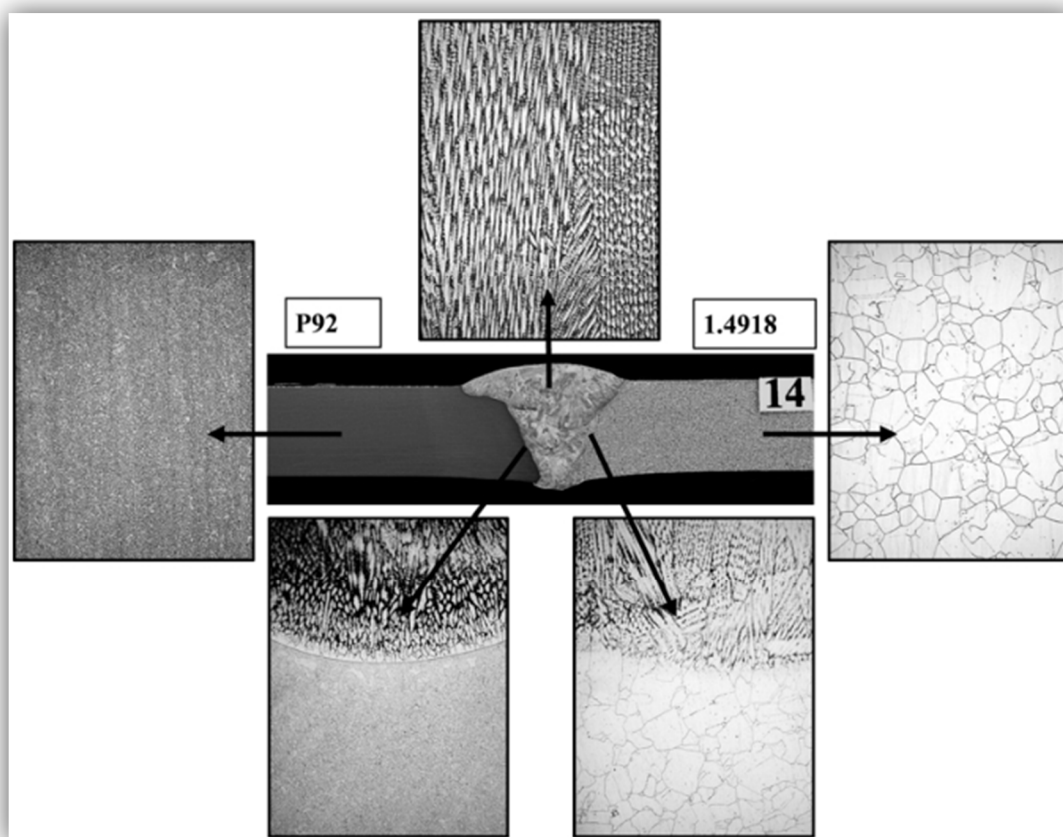
Vzorky byly rozděleny do 4 skupin podle druhu tepelného zpracování po svaření. Pro názornost jsou uvedeny v tabulce 3.

Tabulka 3 - Tepelné zpracování svarových spojů [24]

Číslo svarového spoje	Předehřev [°C]	Interpass [°C]	Tepelné zpracování [°C/h]
1	220	260	bez TZ
4	220	260	740 °C / 2 h
14	220	260	760 °C / 2 h
17	220	260	780 °C / 2 h

Tepelně zpracované vzorky se nachystaly pro kontrolu makrostruktury broušením a leptáním dle Adler-Mattinga, aby byla zřetelná TOO, hranice ztavení a způsob kladení housenek. Výsledkem kontroly byla vyhovující makrostruktura všech vzorků. [24]

Pro kontrolu mikrostruktury byly všechny vzorky naleptány a byla zjištěna podobná mikrostruktura ve zkoumaných oblastech. Hranice ztavení u oceli P92 byla tvořena popuštěným martenzitem. Struktura svarového kovu se skládá z austenitické struktury s výskytem karbidů po hranicích zrn. Současně byly v matrici přítomny hrubé částice a na hranicích zrn se vyloučila takřka souvislá vrstva další fáze. Na hranici ztavení u oceli 1.4918 byl pozorován austenit s hrubými karbidy po hranicích zrn. Na obrázku 23 je makrosnímek heterogenního spoje s mikrostrukturou TOO. [24]



Obrázek 23 - Makrostruktura a mikrostruktura TOO vzorku 14 [24]

Spojení martenzitické a austenitické oceli je komplikované z toho důvodu, že může při svařování dojít ke snížení žárupevnosti. Jelikož je ocel P92 náročněji svařitelná, musí se volit teplota předehřevu dle tohoto materiálu. V práci [24] byly vyneseny následující závěry: Makrostruktura svarového spoje byla vyhodnocena jako vyhovující. Všechny vzorky měly podobnou mikrostrukturu ve zkoumaných oblastech. Hranici ztavení u oceli P92 tvořil popuštěný martenzit. Svarový kov byl tvořen austenitickou strukturou s výskytem karbidů po hranici zrn. Hranice ztavení u oceli 1.4918 tvořil austenit s hrubými karbidy po hranicích zrn.

Experimentální část

3 Návrh tepelného zpracování zkušebních svarových spojů

Z teoretické části je zřejmé, že při svařování žárupevné oceli P92 musíme vždy použít tepelné zpracování. Svařovat se bude 5 vzorků, pro které platí následující TZ. Každému procesu svařování bude předcházet předehřev, který byl zvolen dle předchozí studie na 200 °C. Je to teplota, která je mezi M_s a M_f . Tato teplota nám zaručí dostatečné množství austenitu ve struktuře a difúzi vodíku. Mezihousesková teplota (Interpass) byla zvolena mezi teplotou předehřevu 200 °C až maximálně 300 °C. Po procesu svařování byl aplikován dohřev při 250 °C po dobu 2 hodin pro snížení vnitřního pnutí a umožnění difúze vodíku.

Další tepelné zpracování (žihání) je zvoleno pro každý vzorek jiné, aby se mohl posoudit jeho vliv na svařenou součást. Vzorky byly označeny v záznamech svařování, které jsou v přílohách 1 - 5, registračními čísly 1/8, 2/8, 3/8, 4/8 a 5/8. V předchozích studiích se používaly žihací teploty v rozmezí (740 - 780) °C. My jsme zvolili žihací teplotu 730 °C. Je to z toho důvodu, že na velkých, složitých součástech se používají pro ohřev na teplotu odporové dečky a my nejsme schopni zaručit, že se dané teploty např. 750 °C dosáhne. Pro přehled je kompletní tepelné zpracování uvedeno v tabulce 4. Na obrázku 24 je zachycena pec pro tepelné zpracování zkušebních vzorků. Pro měření teploty interpass byl použit přenosný teploměr OMEGA HH11, který je na obrázku 25.

Tabulka 4 - Tepelné zpracování zkušebních vzorků z oceli P92

Vzorek	Předehřev [°C]	Interpass [°C]	Dohřev [°C / hod]	Žihání [°C / h]
P92 1/8	200	(200 - 300)	(250 / 2)	(730 / 1)
P92 2/8	200	(200 - 300)	(250 / 2)	bez TZ
P92 3/8	200	(200 - 300)	(250 / 2)	(730 / 3)
P92 4/8	200	(200 - 300)	(250 / 2)	(730 / 4)
P92 5/8	200	(200 - 300)	(250 / 2)	(730 / 5)



Obrázek 24 - Pec pro tepelné zpracování zkušebních vzorků



Obrázek 25 - Přenosný teploměr OMEGA HH11

4 Provedení zkušebních svarových spojů na deskách o tloušťce 8 mm metodou 141

4.1 Chemické složení a mechanické vlastnosti základního materiálu, přídatného materiálu a svařených zkušebních desek

4.1.1 Základní materiál

Základní materiál oceli P92 (X10CrWMoVNB9-2) byl připraven z tavby 54 380. Materiál se tepelně zpracoval austenitizací při 1060 °C po dobu 1 hodiny. Rychlost ohřevu byla 150 °C·h⁻¹. Ochlazovací médium byl olej. Po austenitizaci následovalo popouštění při 770 °C po dobu 1 hodiny. Rychlost ohřevu na popouštěcí teplotu byla 100 °C·h⁻¹. Rychlost ochlazování byla 150 °C·h⁻¹ do teploty 400 °C a potom následovalo volné ochlazení na vzduchu.

Kontrolní rozbor chemického složení je v tabulce 5, mechanické vlastnosti a tvrdost jsou uvedeny v tabulkách 6 a 7.

Tabulka 5 - Chemické složení základního materiálu v hm. %

Chemické složení základního materiálu v hm. %							
C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo
0,109	0,440	0,300	0,016	0,0026	0,288	8,860	0,404

V	Ti	W	Al-c	Nb	B	N
0,191	<0,004	1,690	0,011	0,049	0,0033	0,0481

Tabulka 6 - Mechanické vlastnosti a tvrdost základního materiálu při 20 °C

Mechanické vlastnosti a tvrdost základního materiálu při 20 °C						
	R _m [Mpa]	R _{p0,2} [Mpa]	KV [J]	A ₅ [%]	Z [%]	HB
Předepsáno	620 - 850	>440	>41	>17	-	185 - 260
Zjištěno	667	477	109	24,4	62,8	220

Tabulka 7 - Mechanické vlastnosti základního materiálu při 350 °C

Mechanické vlastnosti základního materiálu při 350 °C				
	R _m [Mpa]	R _{p0,2} [Mpa]	A ₅ [%]	Z [%]
Předepsáno	-	>382	-	-
Zjištěno	531	410	18,8	62,8

4.1.2 Příkladný materiál

Zkušební desky byly svařeny metodou 141. Příkladný materiál pro tuto metodu svařování byl zvolen od firmy Böhler Thermanit MTS 616 Ø 2,4 mm. Norma pro přídatný materiál: EN 12070 - WZCrMoWVNb 9 0,5 1,5. Jedná se o materiál používaný pro vysoce žárupevné stejnorodé svary. Chemické složení a mechanické vlastnosti přídatného materiálu jsou v tabulce 8 a 9.

Tabulka 8 - Chemické složení přídatného materiálu v hm. % [25]

Chemické složení přídatného materiálu v hm. %									
C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	V	W	Nb	N
0,10	0,45	0,38	0,60	8,80	0,40	0,20	1,60	0,06	0,07

Tabulka 9 - Mechanické vlastnosti přídatného materiálu [25]

Mechanické vlastnosti přídatného materiálu			
R _m [Mpa]	R _e [Mpa]	KV [J]	A ₅ [%]
720	560	41	15

4.1.3 Svařené zkušební desky

Chemické složení svařených zkušebních desek bylo určeno ze dvou míst. Ze svarového spoje a mimo svar. Naměřené hodnoty jsou uvedeny v tabulkách 10 a 11.

Tabulka 10 - Chemické složení svarového kovu v hm. %

Chemické složení zkušební desky ve svarovém kovu v hm. %							
C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo
0,102	0,618	0,270	0,002	0,008	0,461	9,297	0,476

V	Ti	W	Al	Pb	Co	Cu	B	Nb 316
0,270	0,016	2,110	0,009	0,0037	0,060	0,070	0,0046	0,057

Tabulka 11 - Chemické složení zkušební desky mimo svar v hm. %

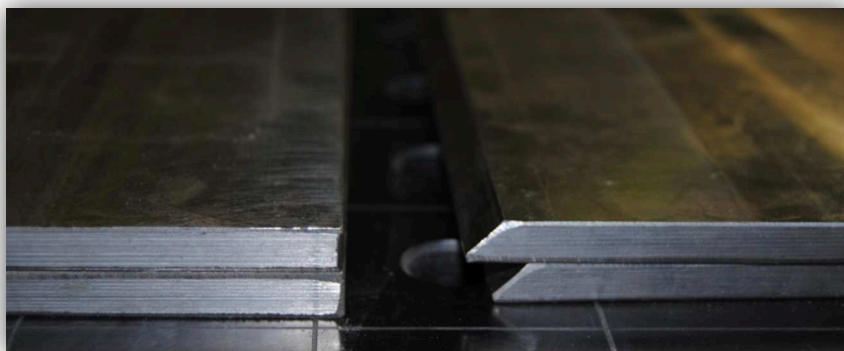
Chemické složení zkušební desky mimo svar v hm. %							
C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo
0,137	0,459	0,305	0,005	0,006	0,332	9,279	0,436

V	Ti	W	Al	Pb	Co	Cu	B	Nb 316
0,253	0,013	1,949	0,012	0,0025	0,050	0,103	0,0052	0,051

Svarový kov obsahuje větší množství prvků Mn a W naproti tomu základní materiál obsahuje vyšší hm. % prvků C a Si.

4.2 Příprava svarových ploch

Pro svařování byly použity desky rozměrů (8 x 120 x 250) mm. Svarové plochy byly upraveny frézováním na 1/2 V - svar viz. přílohy 1 - 5. Na snímku 26 jsou zachycené připravené zkušební desky před procesem svařování.



Obrázek 26 - Připravené zkušební desky před procesem svařování

4.3 Svařování zkušebních svarových spojů

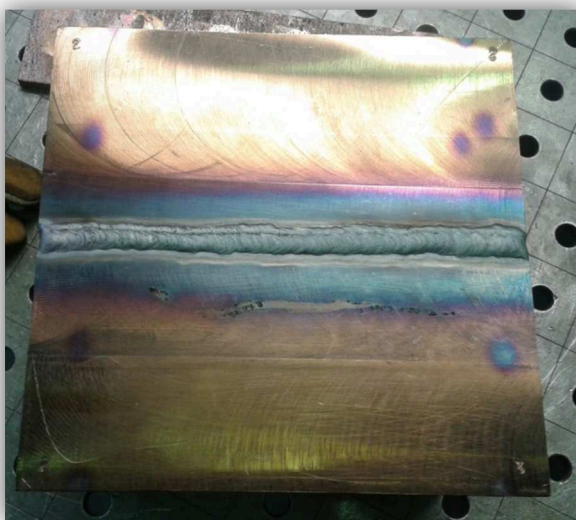
Svaření zkušebních desek tloušťky 8 mm proběhlo v Českém svářečském ústavu v Ostravě. Pro svařování byl použit zdroj od firmy Fronius: MagicWave 3000 Job G/F (obrázek 27) a wolframová netavící se elektroda WT 20 Ø 2,4 mm. Ochrannou atmosféru zajišťoval inertní plyn argon označen výrobcem ARCALTM TIG-MIG od firmy AIR LIQUIDE (norma: EG - Č. 231-147-0) s průtokem 9 l·min⁻¹. Svařovalo se v poloze PA. Skutečné parametry svařování a jednotlivé teploty interpass jsou uvedeny v přílohách 1 - 5. Na obrázku 28 je proces svařování a obrázek 29 ukazuje hotový svarový spoj P92 2/8.



*Obrázek 27 - Svařovací zdroj
Fronius MagicWave 3000 Job G/F*



*Obrázek 28 - Proces svařování
zkušebního spoje P92 2/8*



Obrázek 29 - Svarový spoj P92 2/8

5 Nedestruktivní zkoušky svarových spojů

Nedestruktivní metody zkoušení svarových spojů byly provedeny v akreditované zkušební laboratoři VÍTKOVICE TESTING CENTER s.r.o. Pro nedestruktivní zkoušení svarových spojů byly vybrány metody magnetická prášková a metoda prozařovací (radiologickou). Pro testování se vybraly vzorky P92 2/8, P92 4/8 a P92 5/8.

5.1 Metoda magnetická prášková

Tato metoda slouží ke zjišťování povrchových necelistvostí, ale umožňuje zjistit i necelistvosti ležící těsně pod povrchem. Magnetická prášková metoda byla provedena dle normy ČSN EN ISO 17638. Pro zkoušení bylo použito magnetizační zařízení UM 8 Helling a magnetizační prášek Chemetal č. š. 0900027612. Prášek se nanášel nástřikem. Výstupy z magnetické práškové zkoušky jsou uvedeny v tabulce 12.

Tabulka 12 - Výsledky magnetické práškové metody svarových spojů oceli P92

Metoda magnetická prášková		
Označení vzorku	Tepelné zpracování	Vyhodnocení
P92 2/8	Bez TZ	Vyhovuje
P92 4/8	730 °C / 4 h	Vyhovuje
P92 5/8	730 °C / 5 h	Vyhovuje

Magnetická prášková metoda byla vyhodnocena dle normy ČSN EN ISO 23278 st.1. Všechny vzorky zkušebních svarových spojů jsou vyhovující.

5.2 Metoda prozářením RTG

Princip prozařovací metody se zakládá na interakci pronikavého RTG záření se zkoušeným materiálem a v následném zviditelnění prošlého záření vhodným detektorem. Metoda zkoušení prozářením RTG byla provedena dle normy ČSN EN ISO 17636-1B. Rozsah zkoušení se použil na 100 % zkušebních desek. Zdroj záření byl použit X-Ray SMART 200 s nastavenými parametry napětí 180 kV a proudem 4,5 mA. Vyvolávání snímků proběhlo ručně. V tabulce 13 jsou výsledky prozařovacích zkoušek.

Tabulka 13 - Výsledky zkoušek svarových spojů oceli P92 prozařovací metodou

Metoda prozářením RTG			
Označení vzorku	Tepelné zpracování	Typ vady	Vyhodnocení
P92 2/8	Bez TZ	Pór	Vyhovuje
		-	
P92 4/8	730 °C / 4 h	Pór	Vyhovuje
		Shluk pór	
P92 5/8	730 °C / 5 h	Pór	Vyhovuje
		Lineární pórovitost	

Metoda prozářením RTG byla vyhodnocena dle normy ČSN EN 12517-1 st.1. I když byly ve zkušebních deskách svarových spojů nalezeny vady, konkrétně póry, metoda prozářením byla vyhodnocena pro všechny svarové spoje jako vyhovující.

6 Návrh destruktivních zkoušek svarových spojů

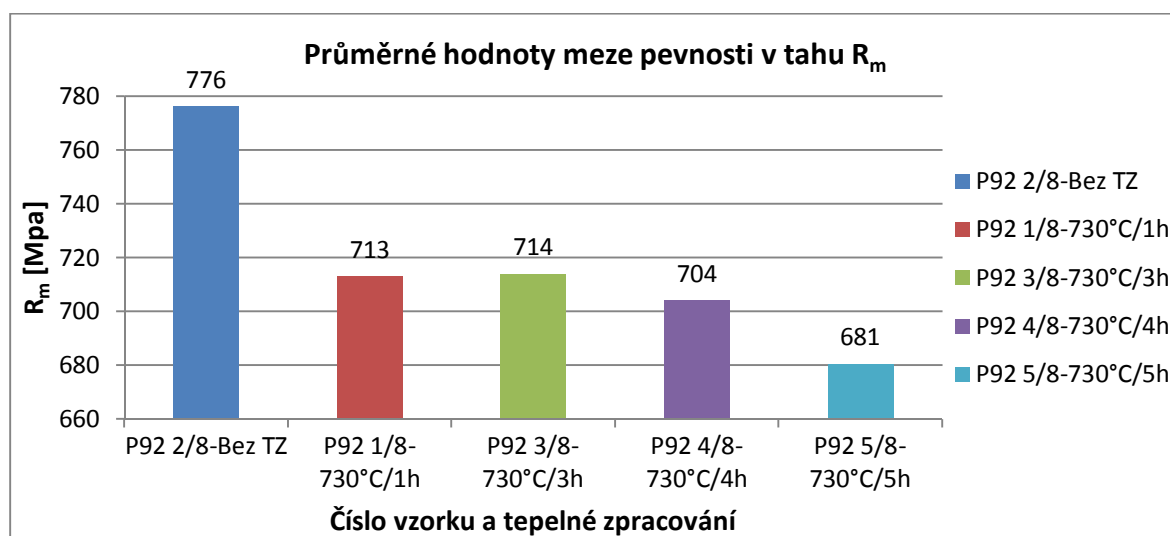
Destruktivní metody zkoušení svarových spojů byly provedeny v akreditované zkušební laboratoři VÍTKOVICE TESTING CENTER s.r.o. Z destruktivních metod zkoušení byly zvoleny zkoušky tahem, zkoušky rázem v ohybu, zkoušky tvrdosti a metalografické zkoušky svarových spojů (makrostruktura a mikrostruktura svarového spoje).

6.1 Příčná zkouška tahem

Příčná zkouška tahem svarových spojů byla provedena dle normy ČSN EN ISO 4136 při teplotě 20 °C. Z každého svařeného vzorku se odebraly dvě zkušební tyče, které se testovaly. Naměřené hodnoty jsou uvedeny v tabulce 14. Pro názornost a srovnání jsou uvedeny průměrné hodnoty meze pevnosti v tahu R_m v grafu 1.

Tabulka 14 - Přehled dosažených hodnot R_m [MPa] svarového spoje

Číslo vzorku	Tepelné zpracování	Průřez vzorku [mm ²]	Maximální zatížení [kN]	R_m [MPa]	Průměrná hodnota R_m [Mpa]	Místo lomu
P92 2/8	Bez TZ	202,5	157	775	776	Mimo svar
		203,3	158	777		
P92 1/8	730 °C / 1 h	207,5	147	708	713	Mimo svar
		207,5	149	718		
P92 3/8	730 °C / 3 h	202,5	145	716	714	Mimo svar
		200,8	143	712		
P92 4/8	730 °C / 4 h	206,6	146	707	704	Mimo svar
		202,5	142	701		
P92 5/8	730 °C / 5 h	206,7	140	677	681	Mimo svar
		207,5	142	684		



Graf 1 - Srovnání průměrných hodnot meze pevnosti v tahu R_m

Mez pevnosti v tahu při teplotě 20 °C oceli P92 stanovená dle normy ČSN EN 10216 - 2 je v rozsahu (620 - 850) MPa. Všechny svarové spoje vyhovují danému rozsahu. Z grafu 1 je zřejmé, že na snižování hodnoty R_m má vliv prodlužování doby žhání. Nejvyšší hodnotu $R_m = 776$ MPa má svařená zkušební deska P92 2/8, která nebyla tepelně zpracována.

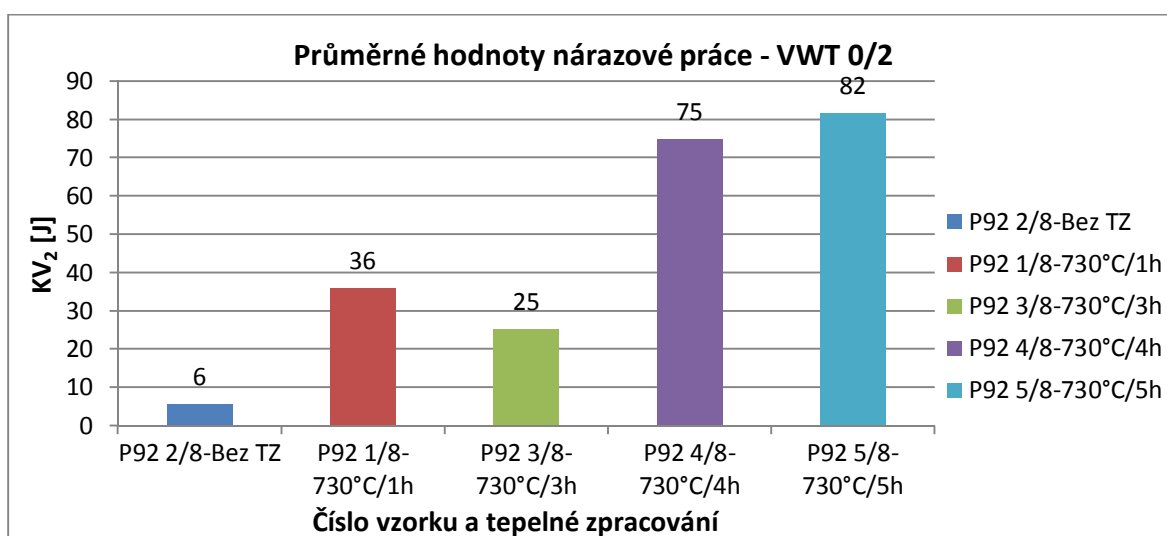
6.2 Zkouška rázem v ohybu

Zkouška rázem v ohybu svarových spojů byla provedena dle normy ČSN EN ISO 9016 při teplotě 20 °C. Z každé svařené zkušební desky byly odebrány ze dvou oblastí svarového spoje zkušební tyče o rozměrech (10 x 5) mm s V vrubem 2 mm. Zkušební tyče byly odebrány ze svarového kovu VWT 0/2 (vysvětlení značky: V - Charpy V vrub; W - Vrub ve svarovém kovu, referenční linie je v ose svaru; T - Vrub je kolmý k povrchu svarového spoje; 0/ - vrub je v ose svaru; /2 - vrub 2 mm pod povrchem svaru) a z tepelně ovlivněné oblasti VHT 2/2 (vysvětlení značky: V - Charpy V vrub; H - Vrub v TOO, referenční linie je linie natavení; T - vrub je kolmý k povrchu svarového spoje; 2/ - vrub je 2 mm od linie natavení; /2 - vrub je 2 mm pod povrchem v TOO). V tabulce 15 jsou uvedeny naměřené hodnoty nárazové práce ve svarovém kovu a v TOO. Průměrné hodnoty nárazové práce ve svarovém kovu jsou znázorněny v grafu 2 a v TOO v grafu 3.

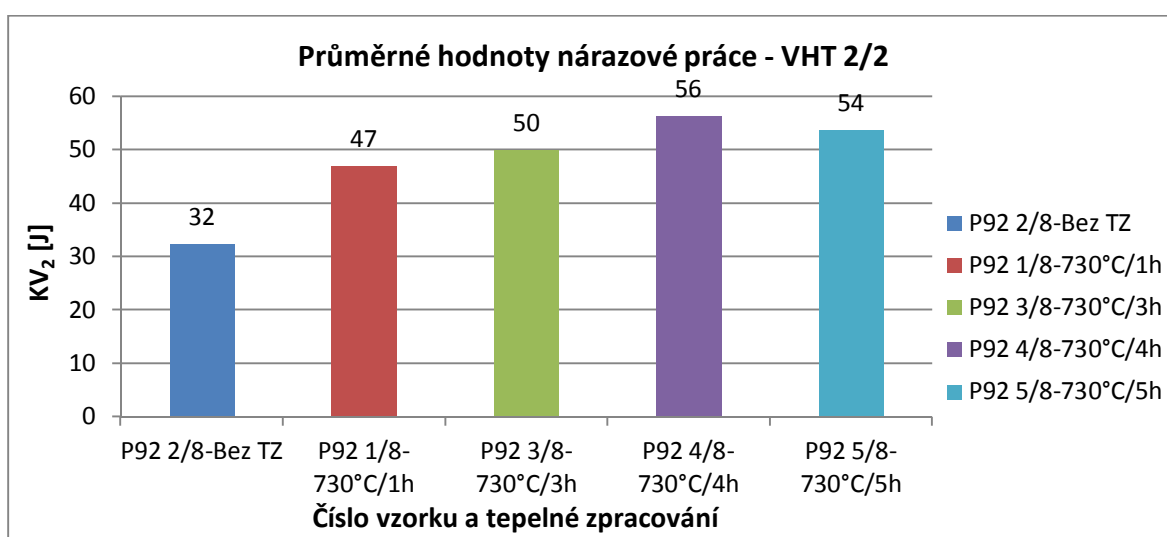
Tabulka 15 - Přehled dosažených hodnot ze zkoušky rázem v ohybu ve svarovém spoji

Číslo vzorku	Tepelné zpracování	Místo odběru ze svarového spoje	Nárazová práce KV ₂ [J]	Průměrná hodnota nárazové práce KV ₂ [J]
P92 2/8	Bez TZ	VWT 0/2	8	6
			5	
			4	
		VHT 2/2	34	32
			34	
			29	
P92 1/8	730 °C / 1 h	VWT 0/2	36	36
			38	
			34	
		VHT 2/2	31	47
			56	
			54	
P92 3/8	730 °C / 3 h	VWT 0/2	26	25
			24	
			26	
		VHT 2/2	49	50
			50	
			51	

P92 4/8	730 °C / 4 h	VWT 0/2	79	75
			76	
			70	
		VHT 2/2	54	56
			59	
			56	
P92 5/8	730 °C / 5 h	VWT 0/2	71	82
			83	
			91	
		VHT 2/2	54	54
			53	
			54	



Graf 2 - Srovnání průměrných hodnot nárazové práce zkušebních tyčí s vrubem umístěným ve svarovém kovu VWT 0/2



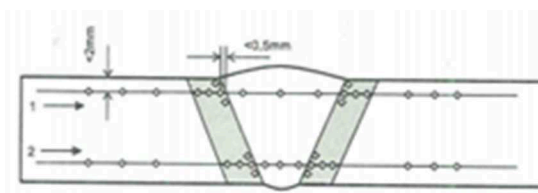
Graf 3 - Srovnání průměrných hodnot nárazové práce zkušebních tyčí s vrubem umístěným v TOO VHT 2/2

Dle normy ČSN EN 13480-2 [28] je pro zkušební tyče při 20 °C o rozměrech (10 x 5) mm minimální hodnota nárazové práce $KV = 14 \text{ J}$. Vyhověly všechny zkušební vzorky kromě vzorku P92 2/8 odebraného ze svarového kovu. Příčinou nedosažení požadované hodnoty KV je to, že vzorek nebyl tepelně zpracován. Průměrná hodnota nárazové práce ve svarovém kovu VWT 0/2 se s prodlužující se dobou žíhání zvětšuje, ale při výdrži 3 hodin na žíhací teplotě dochází ke snížení hodnoty nárazové práce na 25 J. Prodloužení doby žíhání na 4 hodiny zvýší hodnotu nárazové práce až na 75 J. Takový rozdíl nárazové práce mohl způsobit shluk pórů nebo jiná vada. Nejvyšší hodnota nárazové práce ve zkušebních vzorcích odebraných ze svarového kovu byla naměřena na vzorku P92 5/8 po 5 hodinách žíhání při 730 °C.

U zkušebních tyčí odebraných z TOO se průměrná hodnota nárazové práce zvyšovala s rostoucí žíhací teplotou. Nejvyšší hodnota nárazové práce ve zkušebních vzorcích odebraných z TOO byla naměřena na vzorku P92 4/8 po žíhání na 730 °C po dobu 4 hodin. Prodloužení doby žíhání na 5 hodin způsobilo snížení hodnoty nárazové práce.

6.3 Zkouška tvrdosti

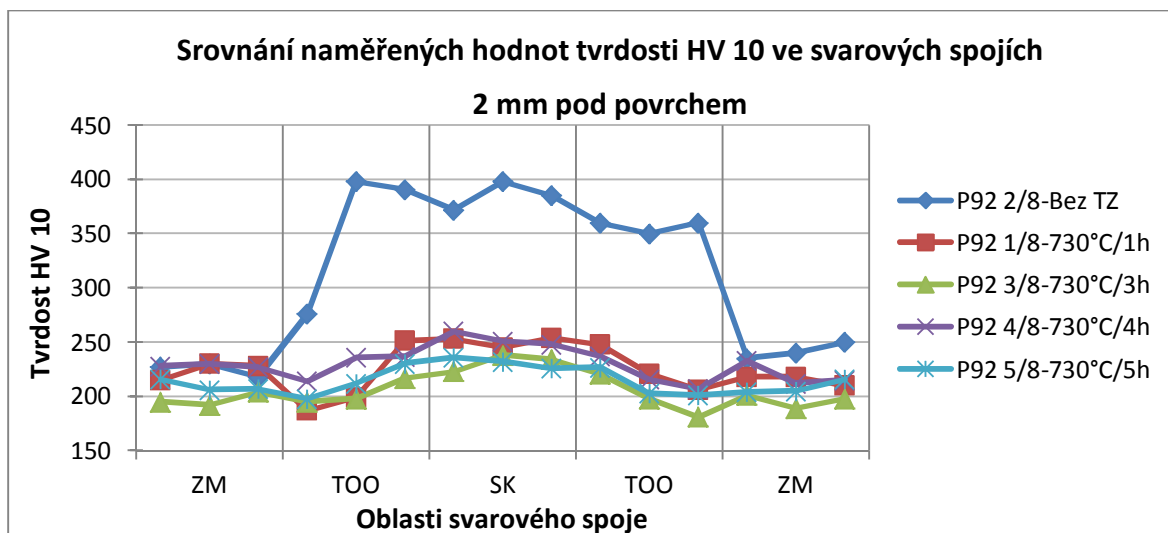
Tvrdost svarových spojů byla měřena podle Vickerse HV 10 dle normy ČSN EN ISO 9015-1 při teplotě 20 °C. Na každé zkušební svařené desce se měřila tvrdost ve dvou vrstvách svarového spoje. První měření tvrdosti se realizovalo 2 mm pod povrchem ve svarovém spoji (v tabulce 16 označené 1) a druhé měření se provedlo v kořenové oblasti svarového spoje (v tabulce 16 označené 2). V každé vrstvě se měřila tvrdost v základním materiálu, TOO a ve svarovém kovu. Na obrázku 30 je schéma měření tvrdosti ve svarovém spoji. Naměřené hodnoty tvrdosti jsou v tabulce 16 a v grafech 4 a 5 je srovnání průběhů tvrdosti ve svarových spojkách.



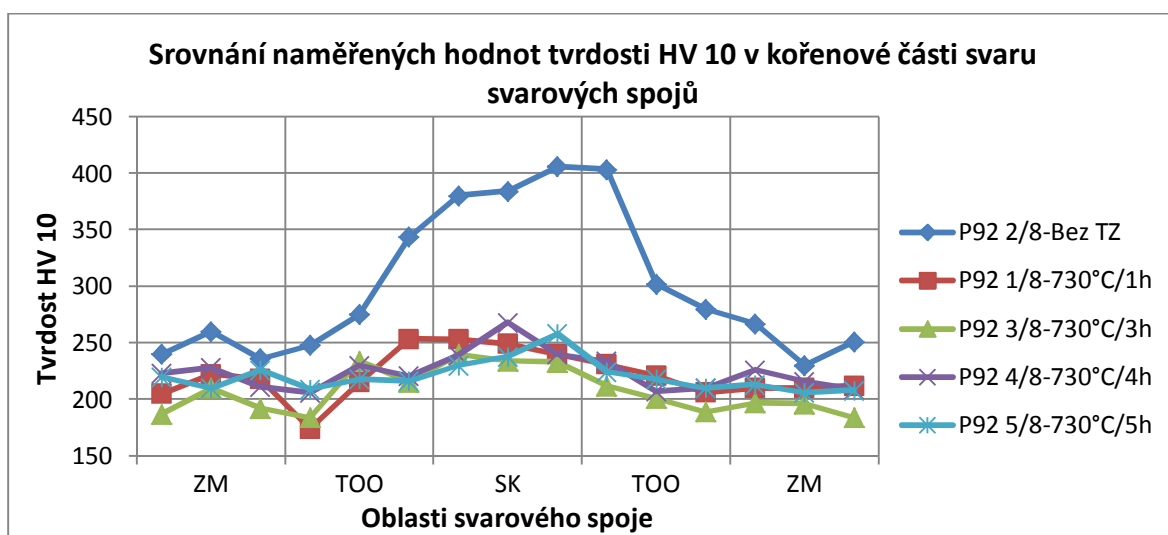
Obrázek 30 - Schéma měření tvrdosti ve svarovém spoji.

Tabulka 16 - Naměřené hodnoty tvrdosti HV 10 ve dvou vrstvách svarového spoje

Číslo vzorku	TZ	Místo měření	ZM					TOO					SK					TOO					ZM				
P92 2/8	Bez TZ	1								382						365											
			227	230	218	276	398	403	372	398	385	360	350	360	235	240	250										
										387						354											
		2								396						394											
			240	260	236	248	275	348	380	384	406	395	302	280	267	230	251										
										287						421											
P92 1/8	730/1 [°C/h]	1								251						254											
			215	230	228	187	199	254	253	245	254	238	221	206	218	218	210										
										249						251											
		2								236						230											
			205	222	218	174	215	254	253	249	240	233	221	206	210	210	212										
										270						230											
P92 3/8	730/3 [°C/h]	1								211						235											
			195	192	204	195	198	211	223	238	234	222	198	181	201	189	198										
										228						205											
		2								221						216											
			187	210	192	184	234	201	240	234	233	206	201	189	197	196	184										
										224						214											
P92 4/8	730/4 [°C/h]	1								240						234											
			228	230	227	214	236	238	260	251	248	244	216	207	233	212	215										
										232						233											
		2								232						236											
			223	228	211	206	230	219	239	268	240	238	207	210	226	216	209										
										211						227											
P92 5/8	730/5 [°C/h]	1								235						229											
			216	206	207	198	212	226	236	232	226	221	203	201	204	205	216										
										230						230											
		2								218						221											
			220	210	226	209	218	217	230	238	258	234	218	210	213	206	208										
										214						218											



Graf 4 - Srovnání naměřených hodnot tvrdosti HV 10 ve svarových spojích 2 mm pod povrchem



Graf 5 - Srovnání naměřených hodnot tvrdosti HV 10 v kořenové části svaru svarových spojů

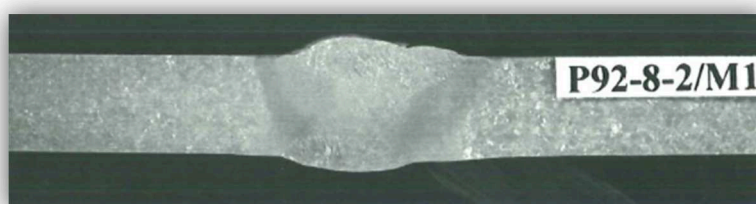
Dle normy ČSN EN ISO 15614-1 [29] je dovolená maximální tvrdost svarového spoje martenzitické oceli po tepelném zpracování 350 HV. Tvrdost pro svarové spoje bez tepelného zpracování norma ani neudává, protože svarový spoj bez tepelného zpracování nemůže být v praxi použitý. Z grafů 4 a 5 vyplývá, že nejvyšší tvrdost je u materiálu bez tepelného zpracování. Nejnížší hodnoty tvrdosti se naměřily na vzorku P92 3/8 po žhání na teplotě 730 °C po dobu 3 hodin při měření tvrdosti 2 mm pod povrchem svaru i při měření v kořenové části svaru.

6.4 Kontrola makrostruktury

Ze zkušebních desek byly připraveny dle normy ČSN EN 1321 výbrusy vzorků, které se naleptaly leptadlem dle Adler-Mattinga (potíráním zkušebního vzorku). U každého vzorku svarového spoje se určila šířka tepelně ovlivněné oblasti a vyhodnotil se výsledek makrostruktury viz. tabulka 17 a obrázky 31, 32, 33, 34 a 35.

Tabulka 17 - Vyhodnocení makrostruktury

Číslo vzorku	Tepelné zpracování	Šířka TOO [mm]	Makrostruktura	Hodnocení
P92 2/8	Bez TZ	6,0	Bez vad	Vyhovující
P92 1/8	730 °C / 1 h	7,0	Bez vad	Vyhovující
P92 3/8	730 °C / 3 h	5,0	Bez vad	Vyhovující
P92 4/8	730 °C / 4 h	5,0	Bez vad	Vyhovující
P92 5/8	730 °C / 5 h	6,5	Bez vad	Vyhovující



Obrázek 31 - Makrostruktura vzorku P92 2/8 - Bez TZ



Obrázek 32 - Makrostruktura vzorku P92 1/8 - 730 °C / 1 h



Obrázek 33 - Makrostruktura vzorku P92 3/8 - 730 °C / 3 h



Obrázek 34 - Makrostruktura vzorku P92 4/8 - 730 °C / 4 h



Obrázek 35 - Makrostruktura vzorku P92 5/8 - 730 °C / 5 h

Výsledná makrostruktura svarových spojů všech vzorků je vyhovující.

6.5 Kontrola mikrostruktury

Pro kontrolu mikrostruktury byly vybrány vzorky P92 2/8, P92 3/8 a P92 5/8. Vybrané vzorky byly zality do dvousložkové metylmetakrylátové pryskyřice značené Dentacryl. Po zalití se vzorky brousily pomocí dvoukotoučové brusky / leštičky Leco: Spectrum System 1000 postupně na brusných papírech P (80, 220, 500, 1000 a 1200) chlazených vodou. Následovalo leštění 3 μm diamantovou pastou (DP - Paste P) v kombinaci s alkoholovým mazivem (DP - Lubricant Blue). Použité pomůcky a zalité vzorky jsou na obrázcích 36 - 39.

Pro naleptání vyleštěných vzorků se použilo leptadlo Villela Bain. Mikrostruktura se vyhodnocovala pomocí inverzního metalografického mikroskopu Olympus GX51.



Obrázek 36 - Pryskyřice Dentacryl



Obrázek 37 - Bruska Leco:Spectrum System 1000



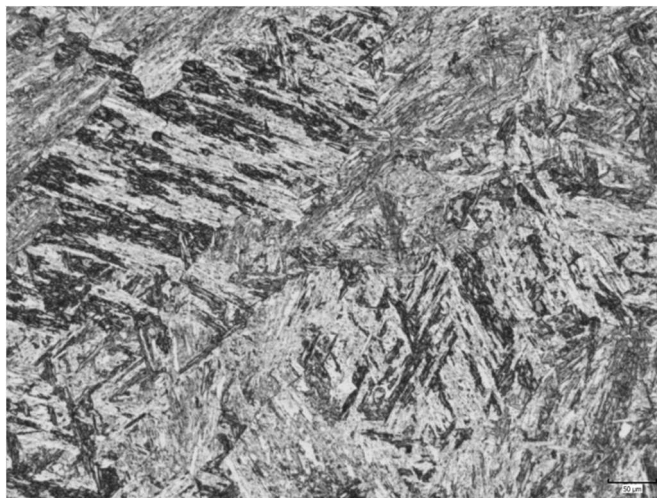
Obrázek 38 - Zalité vzorky do pryskyřice Dentacryl



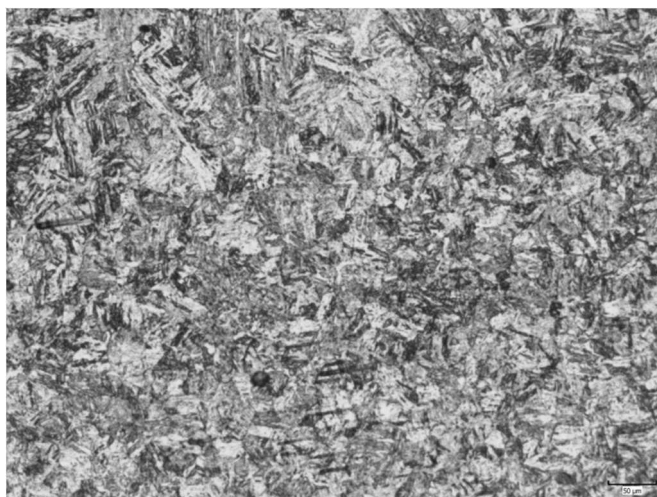
Obrázek 39 - Mikroskop Olympus GX 51

6.5.1 Mikrostruktura vzorku P92 2/8

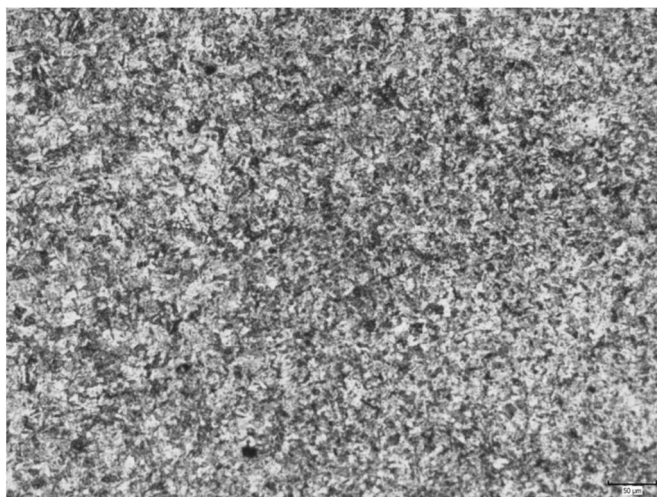
Vysvětlivky: SK - svarový kov; PP - pásmo přehřátí; PN - pásmo normalizace; PČP - pásmo částečné překrystalizace; ZM - základní materiál.



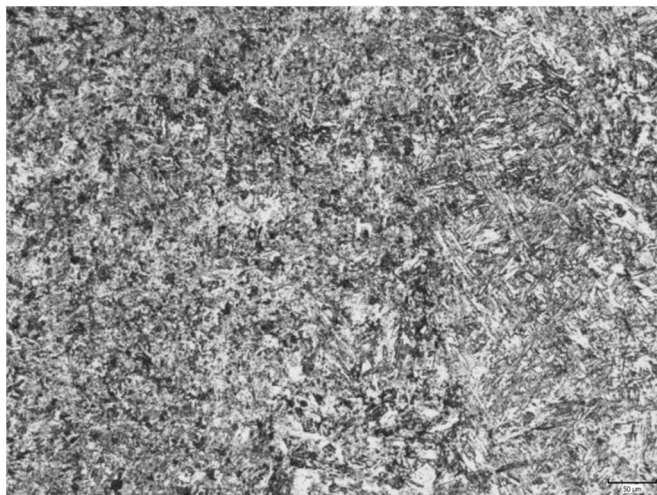
Obrázek 40 - Vzorek P92 2/8 - Svarový kov, zvětšení 100x



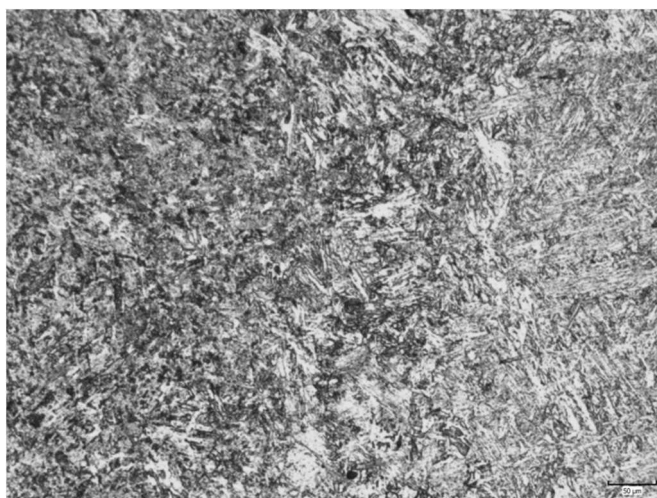
Obrázek 41 - Vzorek P92 2/8 - vlevo SK, vpravo PP, zvětšení 100x



Obrázek 42 - Vzorek P92 2/8 - vlevo PP, vpravo PN, zvětšení 100x

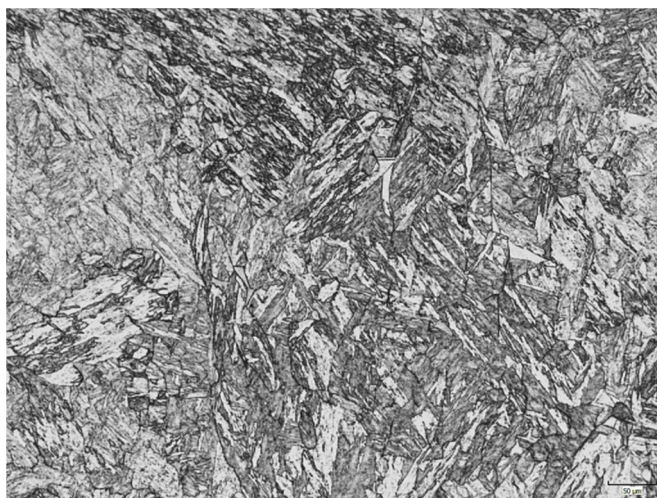


Obrázek 43 - Vzorek P92 2/8 - vlevo PN, vpravo PČP, zvětšení 100x



Obrázek 44 - Vzorek P92 2/8 - vlevo PČP, vpravo ZM, zvětšení 100x

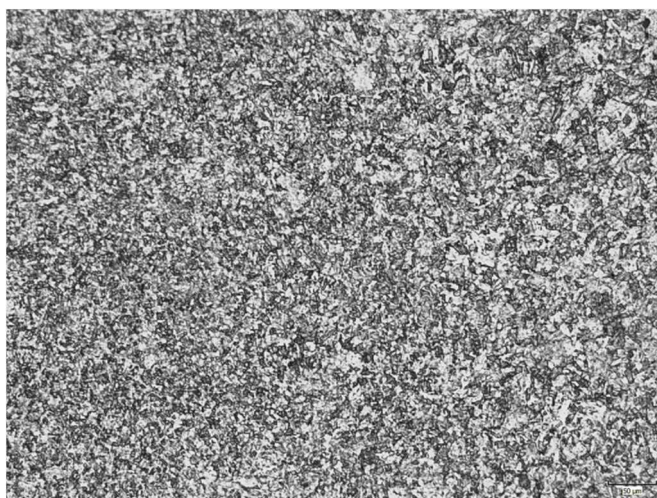
6.5.2 Mikrostruktura vzorku P92 3/8



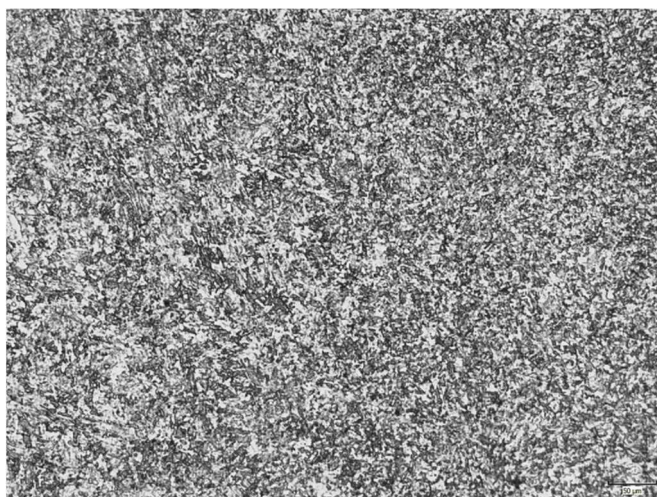
Obrázek 45 - Vzorek P92 3/8 - Svarový kov, zvětšení 100x



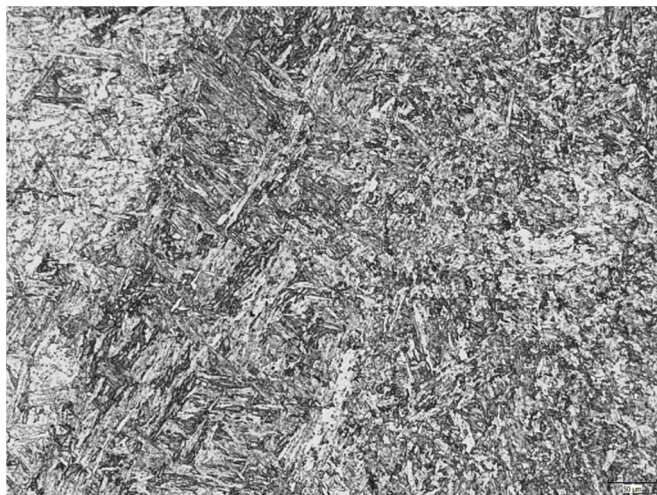
Obrázek 46 - Vzorek P92 3/8 - vlevo PP, vpravo SK, zvětšení 100x



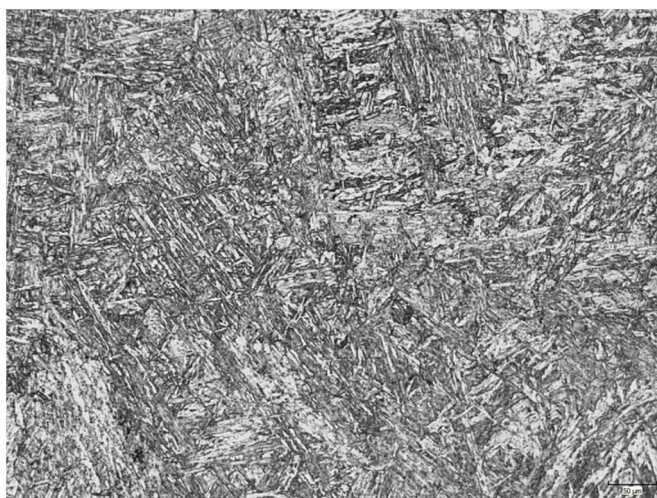
Obrázek 47 - Vzorek P92 3/8 - vlevo PN, vpravo PP, zvětšení 100x



Obrázek 48 - Vzorek P92 3/8 - vlevo PČP, vpravo PN, zvětšení 100x



Obrázek 49 - Vzorek P92 3/8 - vlevo ZM, vpravo PČP, zvětšení 100x



Obrázek 50 - Vzorek P92 3/8 - Základní materiál, zvětšení 100x

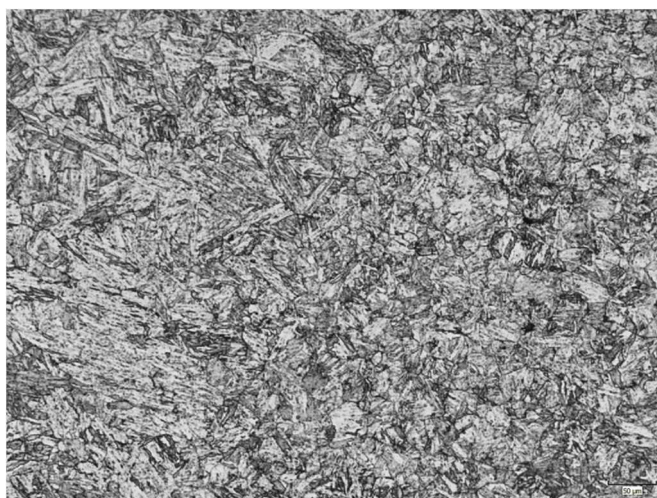
6.5.3 Mikrostruktura vzorku P92 5/8



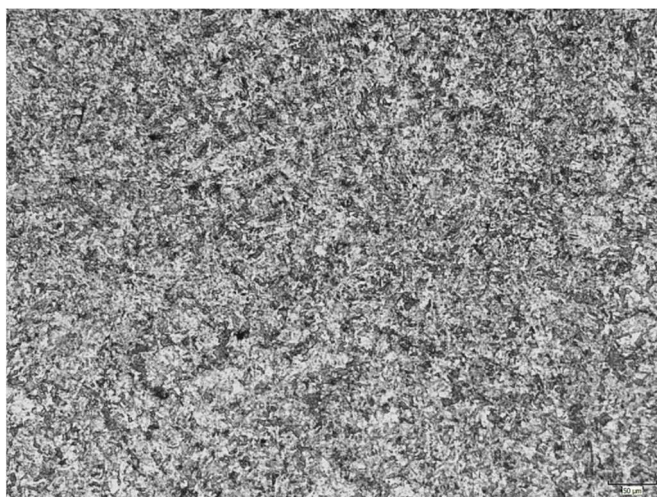
Obrázek 51 - Vzorek P92 5/8 - Svarový kov, zvětšení 100x



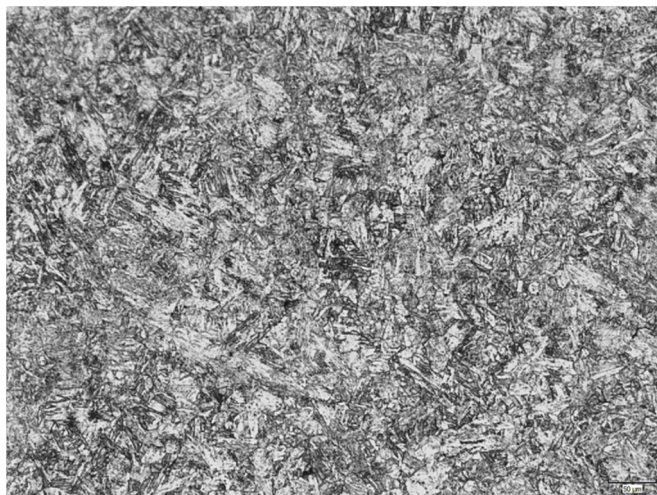
Obrázek 52 - Vzorek P92 5/8 - Svarový kov s delta-feritem, zvětšení 100x



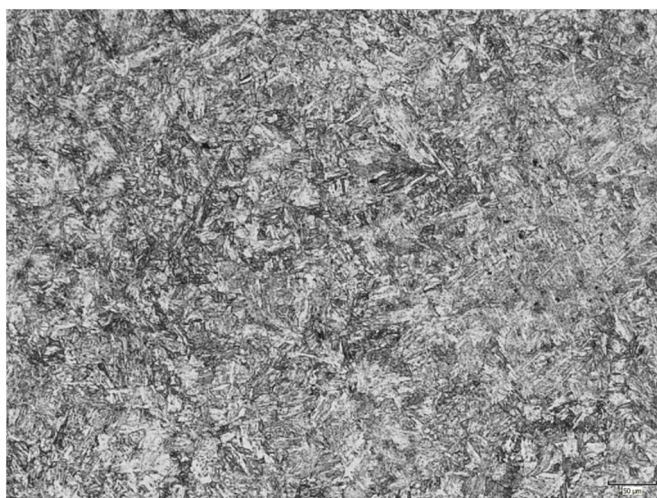
Obrázek 53 - Vzorek P92 5/8 - vlevo SK, vpravo PP, zvětšení 100x



Obrázek 54 - Vzorek P92 5/8 - Pásmo normalizace, zvětšení 100x



Obrázek 55- Vzorek P92 5/8 - Pásma částečné překrystalizace, zvětšení 100x



Obrázek 56 - Vzorek P92 5/8 - Základní materiál, zvětšení 100x

6.5.4 Vyhodnocení mikrostruktury

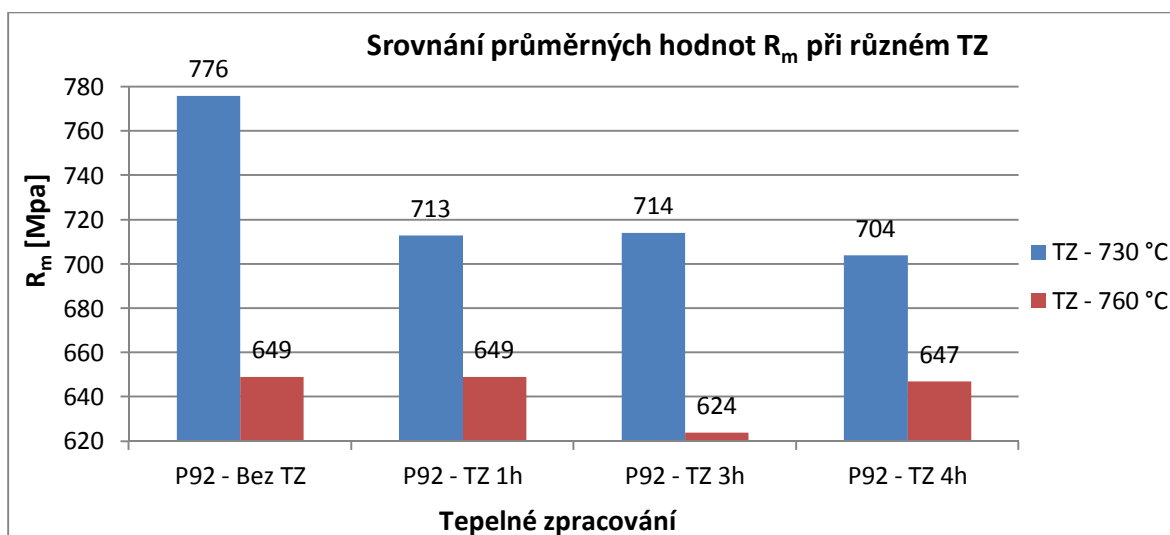
Ze všech snímků je patrné, že mikrostrukturu svarového kovu tvoří popuštěný martenzit. Mikrostruktura pásma přehřátí je mírně hrubozrnná a je tvořena popuštěným martenzitem stejně jako mikrostruktura základního materiálu. Mikrostruktura pásma normalizace je jemnozrnná. Ve vzorku P92 5/8 se objevil ve struktuře svarového kovu delta-ferit viz. obrázek 52. Delta-ferit má jinou creepovou odolnost než martenzit. Delta-ferit ve struktuře značí velké snížení creepové odolnosti.

7 Srovnání dosažených výsledků s výsledky dostupnými v literatuře

Pro srovnání dosažených výsledků z destruktivních zkoušek byl použit sborník uvedený v seznamu použitých pramenů [27]. Jedná se o práci, která se zabývá hodnocením svarových spojů oceli P92 tloušťky 8 mm po různé době tepelného zpracování při 760 °C. Pro srovnání jsem vybral vzorky bez TZ, 760 °C po dobu 1 hodiny, 760 °C po dobu 3 hodin a 760 °C po dobu 4 hodin. Použitá svařovací metoda byla rovněž 141. Zkušební teplota je pro všechny vzorky 20 °C.

7.1 Srovnání výsledků příčné zkoušky tahem

Mé dosažené výsledky a výsledky ze sborníku [27] jsem spojil do grafu 6 pro lepší přehlednost dosažených hodnot.

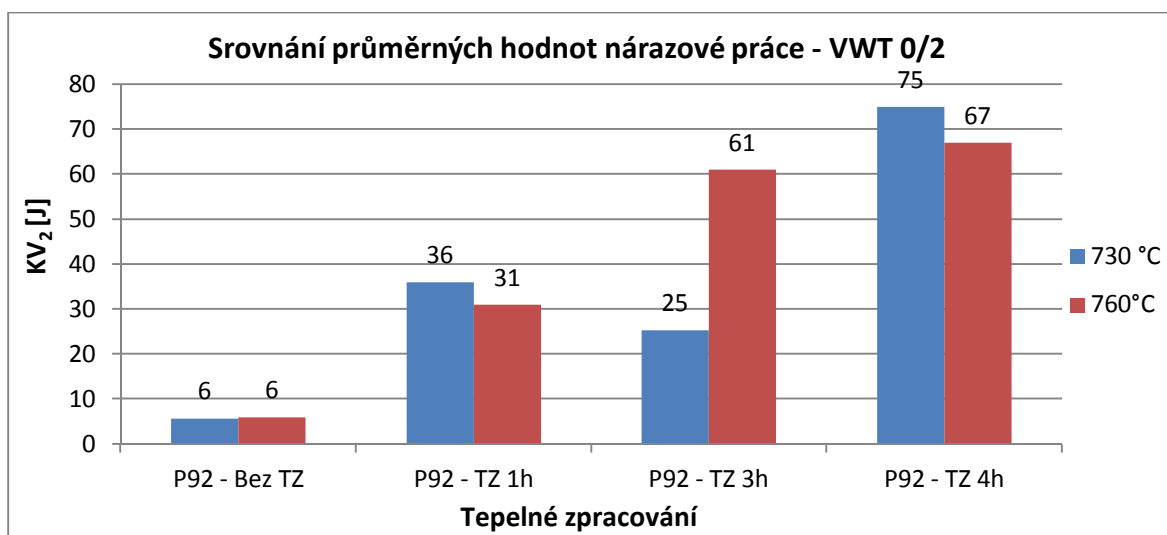


Graf 6 - Srovnání průměrných hodnot meze pevnosti v tahu R_m při různém tepelném zpracování svarových spojů tloušťky 8 mm

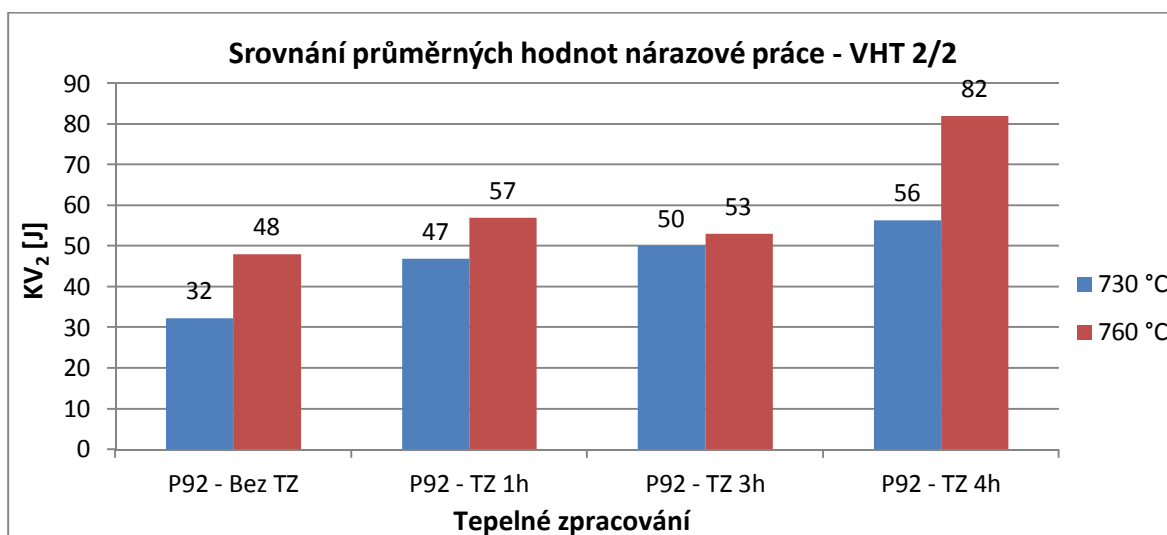
V grafu 6 je uvedeno srovnání meze pevnosti v tahu R_m u svarových spojů tloušťky 8 mm. Z grafu je názorné, že při nižší teplotě tepelného zpracování, konkrétně 730 °C, se dosahuje vyšší meze pevnosti v tahu, než při tepelném zpracování při 760 °C. Nejvyšších hodnot meze pevnosti se dosahuje na vzorku bez TZ, který ale v praxi nemůžeme použít.

7.2 Srovnání výsledků zkoušky rázem v ohybu

Pro srovnání výsledků nárazové práce jsem použil dostupnou literaturu [27]. U obou případů byly použity zkušební tyče velikosti (10 x 5) mm odebrané ze svarového kovu (VWT 0/2) a z tepelně ovlivněné oblasti (VHT 2/2) s V vrubem 2 mm. Výsledky pro vzorky odebrané ze svarového kovu jsou porovnány v grafu 7 a pro TOO v grafu 8.



Graf 7 - Srovnání průměrných hodnot nárazové práce ze zkušebních tyčí odebraných ze svarového kovu (VWT 0/2) ze svarových spojů tloušťky 8 mm

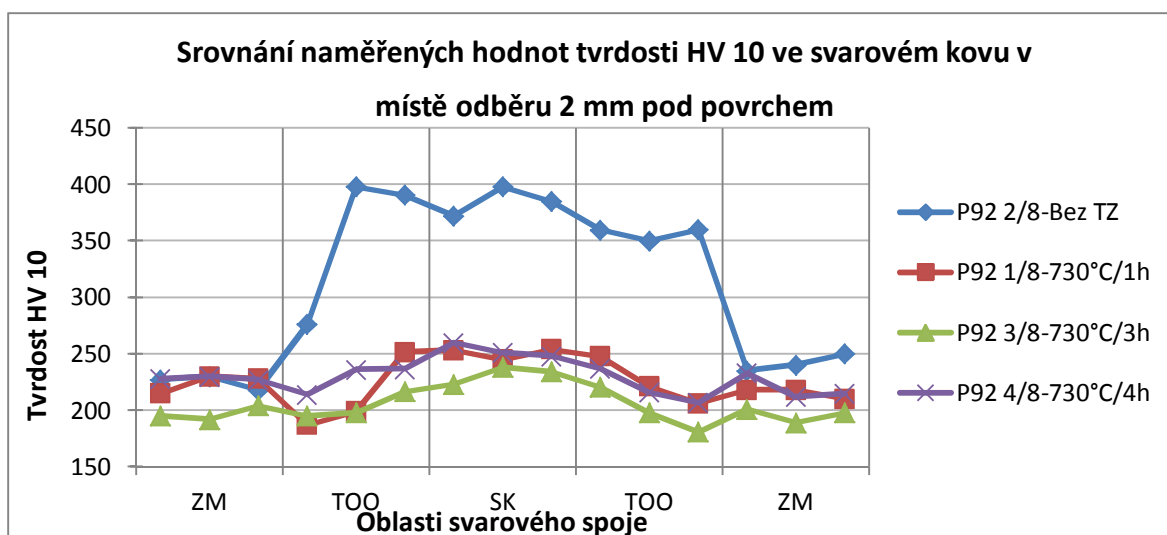


Graf 8 - Srovnání průměrných hodnot nárazové práce ze zkušebních tyčí odebraných z TOO (VHT 2/2) ze svarových spojů tloušťky 8 mm

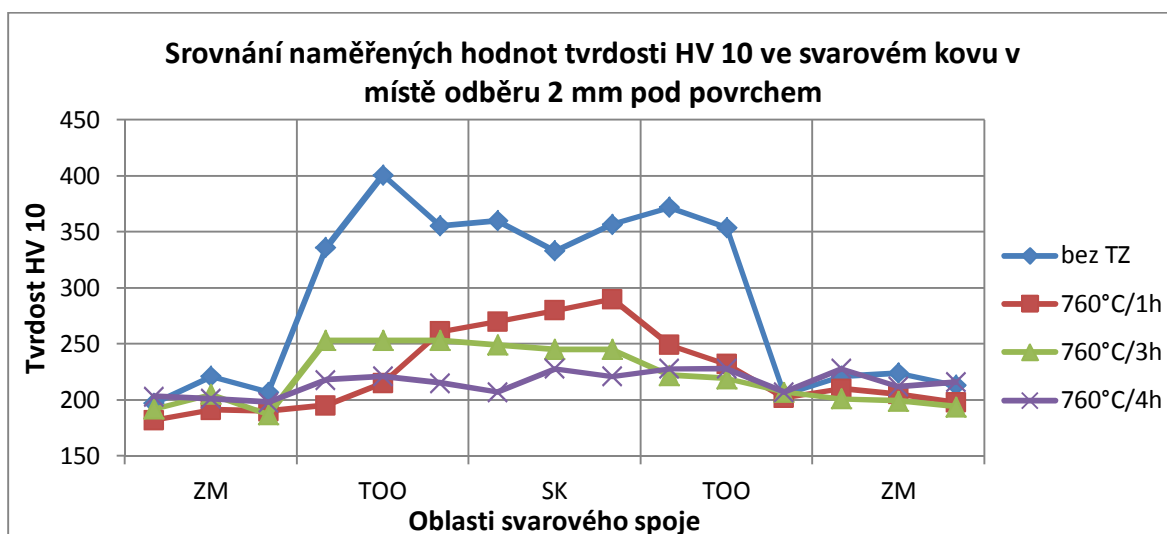
Při srovnání výsledků nárazové práce v mé práci s dostupnými výsledky, které byly provedeny na svarových spojích ze stejné oceli, stejné tloušťky, stejnou svařovací metodou a se stejnými vruby, je možné říct, že délka tepelného zpracování má velký vliv na nárazovou práci svarových spojů. Nejnižší houževnatosti 6 J, která ani nesplňuje minimální hodnotu nárazové práce $KV = 14 \text{ J}$ dle normy ČSN EN 13480-2, se dosáhlo u vzorků, které byly odebrány ze svarového kovu a nebyly tepelně zpracovány. Svarové spoje oceli P92 bez tepelného zpracování se však v praxi nesmí použít. Průběh průměrných hodnot nárazové práce ukazuje, že se zvyšující se dobou tepelného zpracování od 1 hodiny do 4 hodin se zvyšují i hodnoty nárazové práce. Jedinou výjimkou je vzorek odebraný ze svarového kovu při teplotě tepelného zpracování $730 \text{ }^{\circ}\text{C}$ po dobu 3 hodin, u kterého se snížila hodnota nárazové práce na 25 J a následně u vzorku tepelně zpracovaného 4 hodiny byla hodnota nárazové práce 75 J. Teplota tepelného zpracování nemá na hodnoty nárazové práce výrazný vliv.

7.3 Srovnání výsledků tvrdosti dle Vickerse HV 10

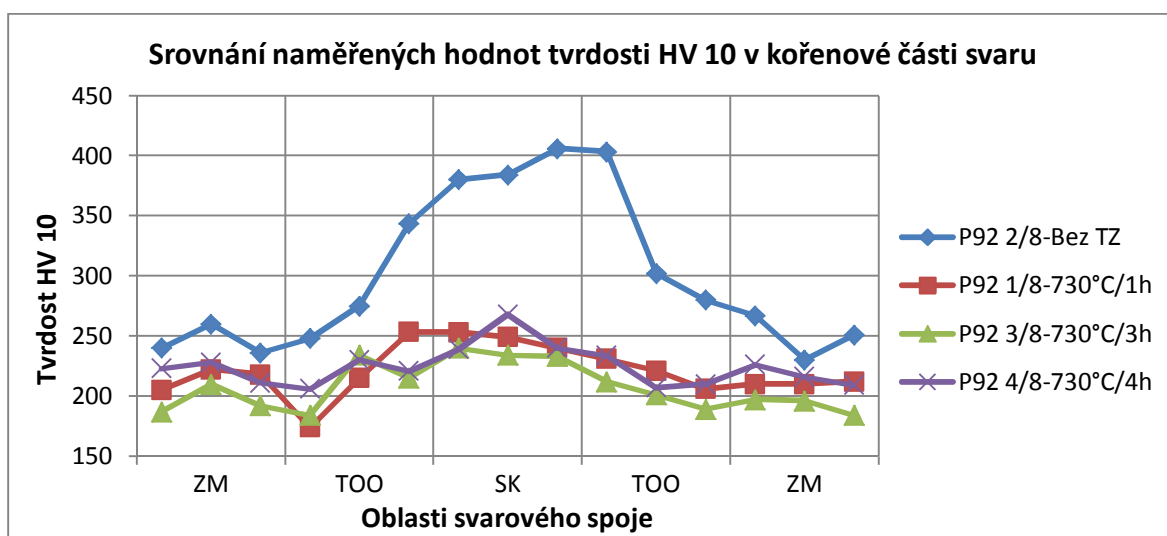
Pro srovnání mých dosažených výsledků tvrdosti HV 10 jsem použil dosažené výsledky v literatuře [27]. Porovnálo se měření, které proběhlo ve stejné oblasti svarového spoje 2 mm pod povrchem a v kořenové oblasti svarového spoje. Pro porovnání výsledků tvrdosti v oblasti svarového spoje 2 mm pod povrchem slouží grafy 9 a 10, pro srovnání výsledků v kořenové oblasti svarového spoje jsou grafy 11 a 12.



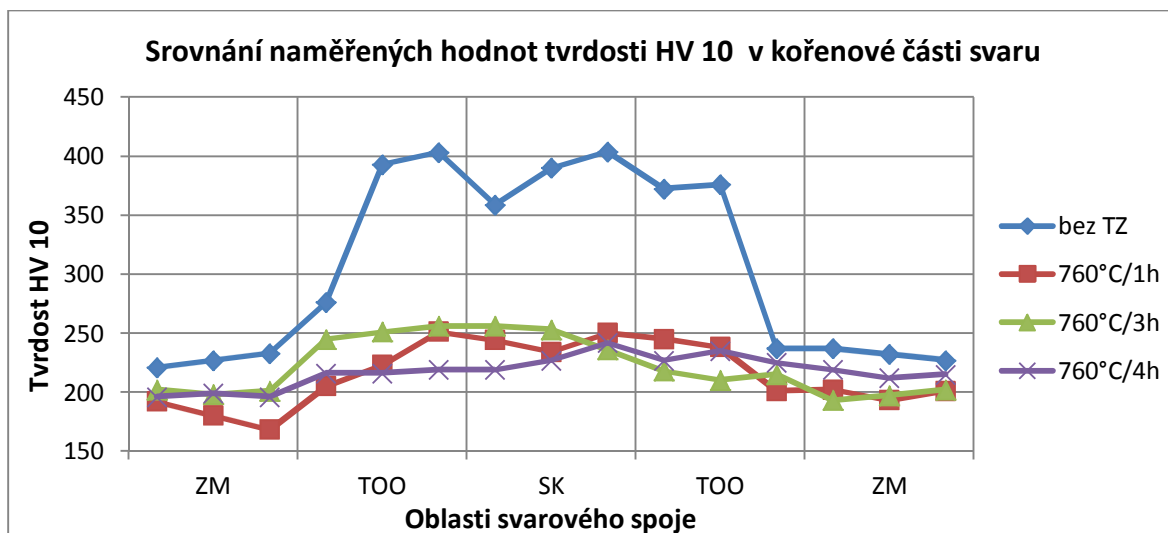
Graf 9 - Srovnání naměřených hodnot tvrdosti HV 10 ve svarových spojích 2 mm pod povrchem při teplotě TZ $730 \text{ }^{\circ}\text{C}$



Graf 10 - Srovnání naměřených hodnot tvrdosti HV 10 ve svarových spojkách 2 mm pod povrchem při teplotě TZ 760 °C



Graf 11 - Srovnání naměřených hodnot tvrdosti HV 10 ve svarových spojkách v kořenové části svaru svarových spojků při teplotě TZ 730 °C



Graf 12- Srovnání naměřených hodnot tvrdosti HV 10 ve svarových spojích v kořenové části svaru svarových spojů při teplotě TZ 760 °C

Při srovnání mé práce s dostupnými výsledky tvrdosti lze konstatovat, že rozdílná teplota tepelného zpracování nemá zásadní vliv na hodnoty tvrdosti HV 10 u svarových spojů. Průběhy hodnot tvrdosti HV 10 napříč svarovým spojem jsou podobné kromě svarového spoje, který nebyl tepelně zpracovaný, kde tvrdost dosahuje nepřipustně vysokých hodnot. Tvrdost vzorku bez TZ naměřená 2 mm pod povrchem svarového spoje dosahovala maximálních hodnot 398 HV 10 v TOO a SK. V kořenové oblasti vzorku bez TZ byla naměřena tvrdost 406 HV 10 v SK. Naměřené hodnoty nežíhaného vzorku přesahují dovolenou maximální tvrdost 350 HV dle normy ČSN EN ISO 15614-1. Hodnoty tvrdosti žíhaných vzorků se pohybují v rozsahu (180 - 250) HV 10 u vzorků naměřených 2 mm pod povrchem svarového spoje i v kořenové oblasti svarového spoje.

8 Závěr

Modifikované (9 - 12) % Cr oceli se považují za perspektivní materiály pro konstrukce součástí tepelných elektráren s ultra super kritickými parametry páry. (9 - 12) % Cr oceli charakterizuje vysoká míra meze pevnosti při tečení. Vysoké odolnosti proti creepu přispívá martenzitická struktura a karbidy $M_{23}C_6$ a karbonitridy MX.

V teoretické části práce byl popsán vývoj Cr ocelí se zaměřením na ocel P92. Bylo prokázáno, že ocel P92 dosahuje nejvyšší meze pevnosti při tečení z představených modifikovaných (9 - 12) % Cr ocelí. Tyto oceli jsou zpracované tak, aby po vyrobení měly martenzitickou strukturu, která je dále tepelně zpracována austenitizací a popouštěním pro zlepšení tažnosti a houževnatosti. V práci byla probrána mikrostruktura při tepelném zpracování a v ní vznikající fáze, které kladným i záporným způsobem ovlivňují žáropevnost oceli. Dále byla probrána problematika svařitelnosti homogenních a heterogenních spojů oceli P92. Z textu vyplývá, že ocel je dobře svařitelná při dodržení základních podmínek jako jsou: dodržení stanovené teploty přehřevu, kontrola teploty interpass, dohřev a tepelné zpracování po svařování.

Pro experimentální část této práce bylo svařeno 5 zkušebních desek tloušťky 8 mm metodou 141, na kterých bylo po svaření aplikováno různé tepelné zpracování. Svařené zkušební desky se podrobily nedestruktivním a destruktivním zkouškám. Hlavním cílem diplomové práce je vyhodnotit výsledky zkoušení a porovnat je s již dosaženými výsledky dostupnými v literatuře.

Jako nedestruktivní zkoušky svarových spojů byly vybrány metody magnetická prášková a metoda prozářením RTG. Metoda magnetická prášková byla pro všechny zkoušené vzorky vyhovující. Metoda prozářením i přes nalezené vady ve svarových spojkách, byla taktéž vyhodnocena jako vyhovující.

Z destruktivních zkoušek tahem byly vyneseny následující závěry. Všechny svarové spoje vyhovují stanovenému rozsahu (620 - 850) MPa dle normy ČSN EN 10216-2. Při nižší teplotě tepelného zpracování se dosahuje vyšších hodnot meze pevnosti v tahu. S dobou výdrže tepelného zpracování se mírně snižuje hodnota meze pevnosti v tahu. Při srovnání hodnot zkoušky tahem bylo dosaženo nejvyšší hodnoty $R_m = 776$ MPa na vzorku bez tepelného zpracování. Naproti tomu nejnižší hodnota $R_m = 624$ MPa byla naměřena na vzorku tepelně zpracovaném při 760 °C po dobu 3 hodin.

Zkoušky rázem v ohybu byly provedeny na vzorcích ze svarového kovu a z tepelně ovlivněné oblasti. Minimální hodnotě nárazové práce $KV = 14$ J, uvedené v normě ČSN EN 13480-2, vyhověly všechny zkušební vzorky kromě vzorku odebraného

ze svarového kovu zkušební desky, která nebyla tepelně zpracována. Hodnoty nárazové práce se dle očekávání s rostoucí dobou tepelného zpracování zvyšovaly. Jedinou výjimkou byl vzorek odebraný ze svarového kovu tepelně zpracován při 730 °C po dobu 3 hodin, u kterého se snížila hodnota nárazové práce na 25 J. U vzorku tepelně zpracovaného při 730 °C po dobu 4 hodin se hodnota nárazové práce zvýšila na 75 J. Takový rozdíl nárazové práce mohl způsobit shluk pór nebo jiná vada. Nejvyšší hodnota nárazové práce 82 J byla naměřena na vzorku tepelně zpracovaném při 730 °C po dobu 5 hodin odebraném ze svarového kovu. Při srovnání dosažených hodnot s dostupnou literaturou bylo zjištěno, že rozdílná teplota tepelného zpracování má vliv na hodnoty nárazové práce. Při srovnání hodnot nárazové práce vzorků odebraných ze svarového kovu dosahují vyšších hodnot vzorky tepelně zpracované při 730 °C. Jedinou výjimkou je vzorek tepelně zpracovaný po dobu 3 hodin, kde výrazný skok hodnoty nárazové práce pravděpodobně způsobila vada. Při srovnání hodnot nárazové práce vzorků odebraných z TOO dosahují vyšších hodnot vzorky tepelně zpracované při 760 °C.

Zkouška tvrdosti dle Vickerse byla naměřena ze dvou oblastí svarového spoje. Jedno měření se realizovalo 2 mm pod povrchem ve svarovém spoji a druhé měření bylo provedeno v kořenové oblasti svarového spoje. Zkouška tvrdosti nám dokázala, proč se nesmí používat svary oceli P92 bez tepelného zpracování po svaření. Ve zkušební svařené desce bez tepelného zpracování měřené 2 mm pod povrchem ve svarovém spoji byly naměřeny hodnoty tvrdosti 398 HV 10 v TOO i SK, při měření v kořenové oblasti svarového spoje byla naměřena hodnota 406 HV 10 ve svarovém kovu. Norma ČSN EN ISO 15614-1 nám však určuje maximální dovolenou tvrdost ve svarovém spoji 350 HV, což ani jeden vzorek bez tepelného svařování nesplňuje. Nejnižší hodnoty tvrdosti byly změřeny na vzorku tepelně zpracovaném při 730 °C po dobu 3 hodin.

Kontrola makrostruktury byla pro všechny vzorky vyhovující a šířka tepelně ovlivněné oblasti se pohybovala v rozmezí (5 - 7) mm. Mikrostrukturu svarového kovu tvoří popuštěný martenzit. Mikrostruktura pásma normalizace je jemnozrnná. Mikrostruktura pásma přehřátí je hrubozrnná tvořená popuštěným martenzitem stejně jako mikrostruktura základního materiálu.

Poděkování

Děkuji vedoucímu práce Ing. Petru Mohylovi, Ph.D. za odborné vedení a cenné rady v průběhu celé tvorby mé diplomové práce. Dále děkuji panu Petru Pustějovskému za provedení zkušebních svarových spojů z oceli P92 v Českém svářečském ústavu s.r.o. v Ostravě. Dále bych poděkoval firmě Flash Steel Power, a.s. za dodání zkušebních vzorků a umožnění provedení makroskopických a mikroskopických zkoušek. Také bych rád poděkoval zkušebním laboratořím Vítkovice testing center s.r.o. za provedení destruktivních zkoušek na svarových spojích. Zvláštní poděkování patří mé rodině, která mi umožnila studium na této vysoké škole.

Seznam použitých pramenů

- [1] *Materiály a jejich svařitelnost: učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů*. 2., upr. vyd. Ostrava: ZEROSS, 2001, 292 s. ISBN 80-857-7185-3.
- [2] FOLDYNA, Václav. Perspektivní nízkolegované a feritické Cr oceli pro jednotky velkých výkonů. In: *All for power: informační portál a časopis* [online]. 2008 [cit. 2014-03-23]. Dostupné z: <http://www.allforpower.cz/clanek/perspektivni-nizkolegovane-a-feriticke-cr-oceli-pro-jednotky-velkych-vykonu/>
- [3] Recent Advances in Creep Resistant Steels for Power Plant Applications. In: ENNIS, Phil a Aleksandra CZYRSKA-FILEMONOWICZ. *OMMI.: Power Plant: Operation Maintenance and Materials Issues* [online]. 2002 [cit. 2014-03-23]. Dostupné z: <http://www.ommi.co.uk/PDF/Articles/32.pdf>
- [4] VOLF, Ondřej. *Ověření vlivu tepelného zpracování na vlastnosti progresivních žárupevných ocelí*. Brno, 2009. Dostupné z: http://www.vutbr.cz/www_base/zav_prace_soubor_verejne.php?file_id=18215.
Diplomová práce. VUT Brno.
- [5] PURMENSKÝ, Jaroslav, Václav FOLDYNA a Karel MATOCHA. Perspektivní žárupevné oceli a jejich vlastnosti a praktické využití. In: *Metal: 2014* [online]. 2006 [cit. 2014-03-23]. Dostupné z: http://www.metal2014.com/files/proceedings/metal_06/papers/162.pdf
- [6] MARTÍNEK, Petr. Mikrostruktura a žárupevné vlastnosti svarového spoje oceli P92 SVOČ - FST 2009. In: *Fakulta strojní západočeské univerzity v Plzni* [online]. 2009 [cit. 2014-03-23]. Dostupné z: [http://old.fst.zcu.cz/_files_web_FST/_SP_FST\(SVOC\)/_2009/_sbornik/PapersPdf/Ing/Martinek_Petr.pdf](http://old.fst.zcu.cz/_files_web_FST/_SP_FST(SVOC)/_2009/_sbornik/PapersPdf/Ing/Martinek_Petr.pdf)
- [7] HALD, John. Microstructure and long-term creep properties of 9-12% Cr steels. In: *ScienceDirect* [online]. 2008 [cit. 2014-03-23]. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0308016107000634#>
- [8] HAVELKA, Lukáš. *Měření teplotních cyklů svarových spojů oceli P92*. Ostrava, 2012. Diplomová práce. VŠB - Technická univerzita Ostrava. Vedoucí práce Petr Mohyla.
- [9] HODIS, Zdeněk. *DIFÚZE UHLÍKU A DUSÍKU VE SVAROVÝCH SPOJÍCH ŽÁROPEVNÝCH FERITICKÝCH OCELÍ*. Brno, 2009. Dostupné z: https://dspace.vutbr.cz/xmlui/bitstream/handle/11012/3854/disertace_Hodis.pdf?sequence=1.
1. Disertační práce. VUT Brno.

- [10] ŠOHAJ, Pavel. *Strukturní stabilita žárupevných ocelí a jejich svarů*. Brno, 2009. Dostupné z: <https://dspace.vutbr.cz/bitstream/handle/11012/6045/Diplomka.pdf?sequence=1&isAllowed=y>. Diplomová práce. VUT v Brně.
- [11] SVOBODOVÁ, Marie. Žáropevné oceli pro energetiku a jejich degradace. In: *JuveMatter 2011* [online]. Jáchymov, 2011 [cit. 2014-04-14]. Dostupné z: <http://147.32.10.3/JUEMATTER/Prezentace/Svobodova.pdf>
- [12] SCHWARZ, Drahomír, Jaroslav KOUKAL a Martin SONDEL. Ověření vlastností svarového spoje ocelí P91 a 15128 po dlouhodobé teplotní expozici. *Konstrukce: odborný časopis pro stavebnictví a strojírenství* [online]. 2010 [cit. 2014-04-14]. Dostupné z: <http://www.konstrukce.cz/clanek/overeni-vlastnosti-svaroveho-spoje-oceli-p91-a-15128-po-dlouhodobem-teplotni-expozici/>
- [13] Mezikrystalová koroze: teoretická část. In: *Vysoká škola chemicko-technologická v Praze* [online]. 2014 [cit. 2014-04-16]. Dostupné z: http://www.vscht.cz/met/stranky/vyuka/labcv/labor/koroze_mezikrystalova_koroze/teorie.htm
- [14] ŠULC, Radek. Koroze. In: *České vysoké učení technické v Praze: Fakulta strojní* [online]. 2008 [cit. 2014-04-16]. Dostupné z: http://www1.fs.cvut.cz/cz/U218/pedagog/predmety/1rocnik/chemie1r/prednes/Ch_predn13-Ko.pdf
- [15] KELČA, Daniel. *Svařování tenkostěnných trubek*. Brno, 2010. Dostupné z: [https://dspace.vutbr.cz/xmlui/bitstream/handle/11012/14180/Diplomova%20prace%20-%20Kelca%20D%20\(el.%20verze\).pdf?sequence=1](https://dspace.vutbr.cz/xmlui/bitstream/handle/11012/14180/Diplomova%20prace%20-%20Kelca%20D%20(el.%20verze).pdf?sequence=1). Diplomová práce. VUT v Brně.
- [16] MAZANCOVÁ, Eva. *Technické materiály I*. Vyd. 1. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava, 2012, 1 CD-ROM. ISBN 978-80-248-2577-9. Dostupné z: <http://www.person.vsb.cz/archivcd/FMMI/TM1/Technicke%20materialy%20I.pdf>
- [17] HORČIČKA, Pavel. *Strukturní stabilita svarových spojů antikoročních ocelí*. Pardubice, 2011. Dostupné z: http://dspace.upce.cz/bitstream/10195/39458/1/HorcickaP_Strukturnistabilita_ES_2011.pdf. Diplomová práce. Univerzita Pardubice, Dopravní fakulta Jana Pernera.
- [18] BRZIAK, Peter, Anton HOLÝ a Peter BERNASOVSKÝ. Trhliny IV. druhu v zvarových spojích martenzitických žiarupevných ocelí. *Zváranie: odborný časopis so zameraním na zváranie a príbuzné technológie*. 2007, roč. 56, č. 3.

- [19] SVOBODOVÁ, Marie. Aplikační omezení žárovevné oceli P92. *All for power: informační portál a časopis* [online]. 2009 [cit. 2014-04-19]. Dostupné z: <http://www.allforpower.cz/clanek/aplikacni-omezeni-zaropevne-oceli-p92/>
- [20] CHOVET, C., E. GALAND a B. LEDUEY. Vliv rôznych faktorov na húževnatosť zvarového kovu ocele P92 zvaranej pod tavivom. *Zváranie: odborný časopis so zameraním na zváranie a príbuzné technológie*. 2011, roč. 60, 1-2.
- [21] KUBOŇ, Zdeněk. Vlastnosti a predikce životnosti svarových spojů trubek z žárupevných ocelí. *Zváranie: odborný časopis so zameraním na zváranie a príbuzné technológie*. 2012, roč. 61, 11-12.
- [22] SVOBODOVÁ, Marie, Daniela TŮMOVÁ a Josef ČMAKAL. Vliv přechodových svarových spojů na životnost tlakových systémů energetických zařízení. In: *All for power* [online]. 2011 [cit. 2014-04-23]. Dostupné z: http://www.allforpower.cz/UserFiles/files/2011/svary_web.pdf
- [23] SVOBODOVÁ, Marie, Jindřich DOUDA, Josef ČMAKAL, Jiří SOPOUŠEK a Jiří DUBSKÝ. Homogenní a heterogenní svarové spoje žárovevných ocelí. In: *METAL: 2014* [online]. 2009 [cit. 2014-04-23]. Dostupné z: http://www.metal2014.com/files/proceedings/metal_09/Lists/Papers/039.pdf
- [24] KREJČÍ, Lucie a Zdeněk KUBOŇ. Svarové spoje žárovevných materiálů používaných v energetice. In: *Konstrukce: odborný časopis pro stavebnictví a strojírenství* [online]. 2010 [cit. 2014-04-24]. Dostupné z: <http://www.konstrukce.cz/clanek/svarove-spoje-zaropevnych-materialu-pouzivanych-v-energetice/>
- [25] Phoenix-Union-Thermanit: Přídavné materiály pro svařování nelegovaných a legovaných ocelí. *KSK: Katalogy Böhler Welding Group* [online]. 2014 [cit. 2014-04-28]. Dostupné z: <http://www.kskct.cz/images/materialy/cz/tput.pdf>
- [26] MASTELA, Tomáš. *Studium mechanických vlastností svarových spojů oceli P92*. Ostrava, 2012. Diplomová práce. VŠB - TU Ostrava.
- [27] MOHYLA, Miroslav, Eva SCHMIDOVÁ, Libor BENEŠ a Petr TOMČÍK. *PROMATTEN 2013*. Ostrava: FLASH STEEL POWER, a.s., 2013. ISBN 978-80-260-5250-0.
- [28] ČSN EN 13480-2 (13 0020). *Kovová průmyslová potrubí - Část 2: Materiály*. Praha: Český normalizační institut, 2003, 56 s.
- [29] ČSN EN ISO 15614-1. *Stanovení a kvalifikace postupů svařování kovových materiálů - Zkouška postupu svařování - Část 1: Obloukové a plamenové svařování ocelí a obloukové svařování niklu a slitin niklu*. Praha: Český normalizační institut, 2005, 32 s.

Seznam obrázků

Obrázek 1 - Vývoj 9% Cr ocelí [3]	12
Obrázek 2 - Snímky karbidů a karbonitridů z mikroskopu [11]	14
Obrázek 3 - Mikrostruktura oceli P92 po austenitizaci při 970 °C po dobu 2 hodin [3]	17
Obrázek 4 - Mikrostruktura oceli P92 ukazující zvýšenou šířku martenzitických latěk při vyšší teplotě austenitizace [3]	18
Obrázek 5 - Snímek TEM oceli P92 po austenitizaci a následném popouštění [3]	19
Obrázek 6 - Snímek TEM oceli P92 po austenitizaci při 970 °C a popouštění při 775 °C po dobu 2 hodin [3]	19
Obrázek 7 - Lavesova fáze precipituje v oceli P92 po creepu při 650 °C po 6500 hod. [3]	20
Obrázek 8 - Vzorek bez tepelného zpracování; oblast TOO; vměstek nitridu bóru, oxidu hliníku a hořčíku [6]	25
Obrázek 9 - δ -ferit na hranici ztavení na vzorku 9P92 [6]	25
Obrázek 10 - Makroskopický snímek homogenního svarového spoje oceli P92 [19]	26
Obrázek 11 - Creepové zkoušky pro základní materiál a svarové spoje [19]	27
Obrázek 12 - Vliv boru na Charpyho přechodovou křivku [20]	29
Obrázek 13 - Vliv obsahu dusíku na houževnatost svarového spoje [20]	29
Obrázek 14 - Vliv obsahu wolframu na houževnatost při rozdílném obsahu dusíku [20] ..	30
Obrázek 15 - Vliv titanu na Charpyho přechodovou křivku [20]	31
Obrázek 16 - Vliv obsahu chromu na houževnatost při rozdílném obsahu dusíku [20]	31
Obrázek 17 - Mikrostruktury ve svarovém kovu po svaření s rozdílnou hodnotou Cr_{eq} [20]	32
Obrázek 18 - Porovnání creepových zkoušek při 600 °C a napětí 160 MPa [22]	34
Obrázek 19 - Průběh tvrdosti HV 10 přes svar po TZ po svaření a po creepové expozici [22]	34
Obrázek 20 - Mikrostruktura TOO s difúzně ovlivněnými zónami blízko linie ztavení [22]	35
Obrázek 21 - Snímek heterogenního svarového spoje P91-P92 [23]	36
Obrázek 22 - TOO oceli P91 a hrubozrnná oblast na vnějším povrchu svaru [23]	36
Obrázek 23 - Makrostruktura a mikrostruktura TOO vzorku 14 [24]	38
Obrázek 24 - Pec pro tepelné zpracování zkušebních vzorků	40
Obrázek 25 - Přenosný teploměr OMEGA HH11	40
Obrázek 26 - Připravené zkušební desky před procesem svařování	43
Obrázek 27 - Svařovací zdroj Fronius MagicWave 3000 Job G/F	43

Obrázek 28 - Proces svařování zkušebního spoje P92 2/8	43
Obrázek 29 - Svarový spoj P92 2/8.....	44
Obrázek 30 - Schéma měření tvrdosti ve svarovém spoji.	49
Obrázek 31 - Makrostruktura vzorku P92 2/8 - Bez TZ	52
Obrázek 32 - Makrostruktura vzorku P92 1/8 - 730 °C / 1 h	52
Obrázek 33 - Makrostruktura vzorku P92 3/8 - 730 °C / 3 h	53
Obrázek 34 - Makrostruktura vzorku P92 4/8 - 730 °C / 4 h	53
Obrázek 35 - Makrostruktura vzorku P92 5/8 - 730 °C / 5 h	53
Obrázek 36 - Pryskyřice Dentacryl	54
Obrázek 37 - Bruska Leco:Spectrum System 1000	54
Obrázek 38 - Zalité vzorky do pryskyřice Dentacryl.....	54
Obrázek 39 - Mikroskop Olympus GX 51	54
Obrázek 40 - Vzorek P92 2/8 - Svarový kov, zvětšení 100x.....	55
Obrázek 41 - Vzorek P92 2/8 - vlevo SK, vpravo PP, zvětšení 100x	55
Obrázek 42 - Vzorek P92 2/8 - vlevo PP, vpravo PN, zvětšení 100x	55
Obrázek 43 - Vzorek P92 2/8 - vlevo PN, vpravo PČP, zvětšení 100x	56
Obrázek 44 - Vzorek P92 2/8 - vlevo PČP, vpravo ZM, zvětšení 100x	56
Obrázek 45 - Vzorek P92 3/8 - Svarový kov, zvětšení 100x.....	56
Obrázek 46 - Vzorek P92 3/8 - vlevo PP, vpravo SK, zvětšení 100x	57
Obrázek 47 - Vzorek P92 3/8 - vlevo PN, vpravo PP, zvětšení 100x	57
Obrázek 48 - Vzorek P92 3/8 - vlevo PČP, vpravo PN, zvětšení 100x	57
Obrázek 49 - Vzorek P92 3/8 - vlevo ZM, vpravo PČP, zvětšení 100x	58
Obrázek 50 - Vzorek P92 3/8 - Základní materiál, zvětšení 100x	58
Obrázek 51 - Vzorek P92 5/8 - Svarový kov, zvětšení 100x.....	58
Obrázek 52 - Vzorek P92 5/8 - Svarový kov s delta-feritem, zvětšení 100x	59
Obrázek 53 - Vzorek P92 5/8 - vlevo SK, vpravo PP, zvětšení 100x	59
Obrázek 54 - Vzorek P92 5/8 - Pásmo normalizace, zvětšení 100x	59
Obrázek 55- Vzorek P92 5/8 - Pásmo částečné překrystalizace, zvětšení 100x.....	60
Obrázek 56 - Vzorek P92 5/8 - Základní materiál, zvětšení 100x	60

Seznam tabulek

Tabulka 1 - Výsledky zkoušek tečení [6]	24
Tabulka 2 - Mechanické vlastnosti svarového kovu při různém obsahu Ti [20].....	30
Tabulka 3 - Tepelné zpracování svarových spojů [24]	37
Tabulka 4 - Tepelné zpracování zkušebních vzorků z oceli P92.....	39
Tabulka 5 - Chemické složení základního materiálu v hm. %	41
Tabulka 6 - Mechanické vlastnosti a tvrdost základního materiálu při 20 °C.....	41
Tabulka 7 - Mechanické vlastnosti základního materiálu při 350 °C	41
Tabulka 8 - Chemické složení přídavného materiálu v hm. % [25].....	42
Tabulka 9 - Mechanické vlastnosti přídavného materiálu [25]	42
Tabulka 10 - Chemické složení svarového kovu v hm. %	42
Tabulka 11 - Chemické složení zkušební desky mimo svar v hm. %	42
Tabulka 12 - Výsledky magnetické práškové metody svarových spojů oceli P92.....	44
Tabulka 13 - Výsledky zkoušek svarových spojů oceli P92 prozařovací metodou.....	45
Tabulka 14 - Přehled dosažených hodnot R_m [MPa] svarového spoje.....	46
Tabulka 15 - Přehled dosažených hodnot ze zkoušky rázem v ohybu ve svarovém spoji..	47
Tabulka 16 - Naměřené hodnoty tvrdosti HV 10 ve dvou vrstvách svarového spoje.....	50
Tabulka 17 - Vyhodnocení makrostruktury.....	52

Seznam grafů

Graf 1 - Srovnání průměrných hodnot meze pevnosti v tahu R_m	46
Graf 2 - Srovnání průměrných hodnot nárazové práce zkušebních tyčí s vrubem umístěným ve svarovém kovu VWT 0/2	48
Graf 3 - Srovnání průměrných hodnot nárazové práce zkušebních tyčí s vrubem umístěným v TOO VHT 2/2	48
Graf 4 - Srovnání naměřených hodnot tvrdosti HV 10 ve svarových spojích 2 mm pod povrchem	51
Graf 5 - Srovnání naměřených hodnot tvrdosti HV 10 v kořenové části svaru svarových spojů	51
Graf 6 - Srovnání průměrných hodnot meze pevnosti v tahu R_m při různém tepelném zpracování svarových spojů tloušťky 8 mm	61
Graf 7 - Srovnání průměrných hodnot nárazové práce ze zkušebních tyčí odebraných ze svarového kovu (VWT 0/2) ze svarových spojů tloušťky 8 mm	62
Graf 8 - Srovnání průměrných hodnot nárazové práce ze zkušebních tyčí odebraných z TOO (VHT 2/2) ze svarových spojů tloušťky 8 mm	62
Graf 9 - Srovnání naměřených hodnot tvrdosti HV 10 ve svarových spojích 2 mm pod povrchem při teplotě TZ 730 °C	63
Graf 10 - Srovnání naměřených hodnot tvrdosti HV 10 ve svarových spojích 2 mm pod povrchem při teplotě TZ 760 °C	64
Graf 11 - Srovnání naměřených hodnot tvrdosti HV 10 ve svarových spojích v kořenové části svaru svarových spojů při teplotě TZ 730 °C	64
Graf 12- Srovnání naměřených hodnot tvrdosti HV 10 ve svarových spojích v kořenové části svaru svarových spojů při teplotě TZ 760 °C	65

Seznam příloh

Označení	Název	Počet listů
Příloha 1	Záznam o svařování vzorku č. 1/8	2
Příloha 2	Záznam o svařování vzorku č. 2/8	2
Příloha 3	Záznam o svařování vzorku č. 3/8	2
Příloha 4	Záznam o svařování vzorku č. 4/8	2
Příloha 5	Záznam o svařování vzorku č. 5/8	2

Příloha 1 – Záznam o svařování vzorku č. 1/8

ZÁZNAM O SVAŘOVÁNÍ		Akreditovaný postup	Registrační č.	Strana
SCHVÁLENÍ POSTUPU SVAŘOVÁNÍ			1/8	1/2

Norma:		-
Doplňkové požadavky mimo rozsah ČSN EN 288:		-
Postup svařování výrobce (pWPS):		-
Datum svařování:	5. 11. 2013	Místo svařování: ČESKÝ SVÁŘEČSKÝ ÚSTAV s.r.o
Jméno svářeče:	PETR PUSTĚJOVSKÝ	Kvalifikace svářeče:

ZÁKLADNÍ MATERIÁL(Y) / PARENT MATERIAL(S)	
Značka dle standardu:	P92 (X10CrWMoVNb9-2)
Další označení:	
Tloušťka:	8 mm
Vnější průměr:	-

SVAŘOVACÍ MATERIÁLY (SM) / WELDING MATERIALS (WM)					
Index SM	Typ	Označení výrobce	Výrobce	Norma: Klasifikace	Režim sušení
A	DRÁT	MTS 616	BÖHLER	EN 12070 - WZCrMoWVNb 9 0,5 1,5	
B	PLYN	ARCAL TIG - MIG	AIR LIQUIDE	EG - Č. 213 - 147 - 0	
C					
D					
E					

SVAŘOVACÍ PODMÍNKY / WELDING CONDITIONS	
Typ svarového spoje:	TUPÝ
Způsob přípravy úkosu:	FRÉZOVÁNÍM
Metoda svařování:	141
Wolframová elektroda (Typ/Velikost):	WT 20 / 2,4
Ochrana svaru (Index SM):	B
Ochrana kořene (Index SM):	
Další informace (je-li požadováno):	
Rozkvy (šířka housenky):	-
Údaje o pulsním svařování:	-
Označení zkušebního spoje:	
Způsob čištění:	KARTÁČOVÁNÍ, BROUŠENÍ
Poloha svařování:	PA
Drážkování kořene:	
Množství:	9 l / min
Množství:	
Vzdálenost kontaktní špičky:	-
Sklon hořáku:	-

TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ / HEAT TREATMENT	
PŘI SVAŘOVÁNÍ / DURING WELDING	PO SVAŘOVÁNÍ / AFTER WELDING (PWHT)
Teplota předehřevu:	200 °C
Interpass teplota:	max. 300 °C
Teplota/Čas dohřevu:	250 °C / 2 h
Další informace:	-
Rychlost ohřevu:	-
Teplota/Čas výdrže:	730 °C / 1 h
Rychlost ochlazování:	
Další informace:	-

ZÁZNAM O SVAŘOVÁNÍ SCHVÁLENÍ POSTUPU SVAŘOVÁNÍ	Akreditovaný postup	Registrační č.	Strana
		1/8	2/2

PODROBNOSTI O PRŮBĚHU SVAŘOVÁNÍ / DETAILS OF WELDING

[illegible]

Příloha 2 - Záznam o svařování vzorku č. 2/8

ZÁZNAM O SVAŘOVÁNÍ SCHVÁLENÍ POSTUPU SVAŘOVÁNÍ	Akreditovaný postup	Registrační č.	Strana
		2/8	1/2

Norma:	-
Doplňkové požadavky mimo rozsah ČSN EN 288:	-
Postup svařování výrobce (pWPS):	-
Datum svařování: 5.11.2013	Místo svařování: ČESKÝ SVÁŘEČSKÝ ÚSTAV s.r.o
Jméno svářeče: PETR PUSTĚJOVSKÝ	Kvalifikace svářeče:

ZÁKLADNÍ MATERIÁL(Y) / PARENT MATERIAL(S)	
Značka dle standardu:	P92 (X10CrWMoVNb9-2)
Další označení:	
Tloušťka:	8 mm
Vnější průměr:	-

SVAŘOVACÍ MATERIÁLY (SM) / WELDING MATERIALS (WM)					
Index SM	Typ	Označení výrobce	Výrobce	Norma: Klasifikace	Režim sušení
A	DRÁT	MTS 616	BÖHLER	EN 12070 - WZCrMoWVNb 9 0,5 1,5	
B	PLYN	ARCAL TIG - MIG	AIR LIQUIDE	EG - Č. 213 - 147 - 0	
C					
D					
E					

SVAŘOVACÍ PODMÍNKY / WELDING CONDITIONS			
Typ svarového spoje:	TUPÝ	Označení zkušebního spoje:	
Způsob přípravy úkosu:	FRÉZOVÁNÍM	Způsob čištění:	KARTÁČOVÁNÍ, BROUŠENÍ
Metoda svařování:	141	Poloha svařování:	PA
Wolframová elektroda (Typ/Velikost):	WT 20 / 2,4	Drážkování kořene:	
Ochrana svaru (Index SM):	B	Množství:	9 l / min
Ochrana kořene (Index SM):		Množství:	
Další informace (je-li požadováno):			
Rozkvy (šířka housenky):	-	Vzdálenost kontaktní špičky:	-
Údaje o pulsním svařování:	-	Sklon hořáku:	-

TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ / HEAT TREATMENT			
PŘI SVAŘOVÁNÍ / DURING WELDING		PO SVAŘOVÁNÍ / AFTER WELDING (PWHT)	
Teplota předehřevu:	200 °C	Rychlost ohřevu:	-
Interpass teplota:	max. 300 °C	Teplota/Čas výdrže:	-
Teplota/Čas dohřevu:	250 °C / 2 h	Rychlost ochlazování:	
Další informace:	-	Další informace:	-

PODROBNOSTI O PRŮBĚHU SVAŘOVÁNÍ / DETAILS OF WELDING

80

Příloha 3 - Záznam o svařování vzorku č. 3/8

ZÁZNAM O SVAŘOVÁNÍ SCHVÁLENÍ POSTUPU SVAŘOVÁNÍ	Akreditovaný postup	Registrační č.	Strana
		3/8	1/2

Norma:	-
Doplňkové požadavky mimo rozsah ČSN EN 288:	-
Postup svařování výrobce (pWPS):	-
Datum svařování: 7. 11. 2013	Místo svařování: ČESKÝ SVĚŘEČSKÝ ÚSTAV s.r.o
Jméno svářeče: PETR PUSTĚJOVSKÝ	Kvalifikace svářeče:

ZÁKLADNÍ MATERIÁL(Y) / PARENT MATERIAL(S)	
Značka dle standardu:	P92 (X10CrWMoVNb9-2)
Další označení:	
Tloušťka:	8 mm
Vnější průměr:	-

SVAŘOVACÍ MATERIÁLY (SM) / WELDING MATERIALS (WM)					
Index SM	Typ	Označení výrobce	Výrobce	Norma: Klasifikace	Režim sušení
A	DRÁT	MTS 616	BÖHLER	EN 12070 - WZCrMoWVNb 9 0,5 1,5	
B	PLYN	ARCAL TIG - MIG	AIR LIQUIDE	EG - Č. 213 - 147 - 0	
C					
D					
E					

SVAŘOVACÍ PODMÍNKY / WELDING CONDITIONS	
Typ svarového spoje:	TUPÝ
Způsob přípravy úkosu:	FRÉZOVÁNÍM
Metoda svařování:	141
Wolframová elektroda (Typ/Velikost):	WT 20 / 2,4
Ochrana svaru (Index SM):	B
Ochrana kořene (Index SM):	
Další informace (je-li požadováno):	
Rozkvy (šířka housenky):	-
Údaje o pulsním svařování:	-
Označení zkušebního spoje:	
Způsob čištění:	KARTÁČOVÁNÍ, BROUŠENÍ
Poloha svařování:	PA
Drážkování kořene:	
Množství:	9 l / min
Množství:	
Vzdálenost kontaktní špičky:	-
Sklon hořáku:	-

TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ / HEAT TREATMENT	
PŘI SVAŘOVÁNÍ / DURING WELDING	PO SVAŘOVÁNÍ / AFTER WELDING (PWHT)
Teplota předehřevu:	200 °C
Interpass teplota:	max. 300 °C
Teplota/Čas dohřevu:	250 °C / 2 h
Další informace:	-
Rychlost ohřevu:	-
Teplota/Čas výdrže:	730°C / 3 h
Rychlost ochlazování:	
Další informace:	-

PODROBNOSTI O PRŮBĚHU SVAŘOVÁNÍ / DETAILS OF WELDING

82

Příloha 4 - Záznam o svařování vzorku č. 4/8

ZÁZNAM O SVAŘOVÁNÍ	Akreditovaný postup	Registrační č.	Strana
SCHVÁLENÍ POSTUPU SVAŘOVÁNÍ		4/8	1/2

Norma:	-
Doplňkové požadavky mimo rozsah ČSN EN 288:	-
Postup svařování výrobce (pWPS):	-
Datum svařování: 8. 11. 2013	Místo svařování: ČESKÝ SVÁŘEČSKÝ ÚSTAV s.r.o
Jméno svářeče: PETR PUSTĚJOVSKÝ	Kvalifikace svářeče:

ZÁKLADNÍ MATERIÁL(Y) / PARENT MATERIAL(S)	
Značka dle standardu:	P92 (X10CrWMoVNb9-2)
Další označení:	
Tloušťka:	8 mm
Vnější průměr:	-

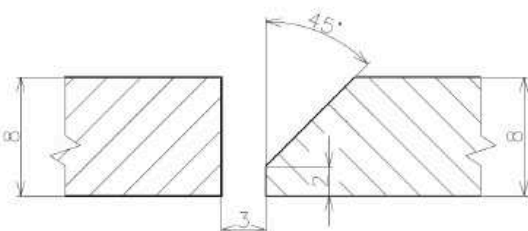
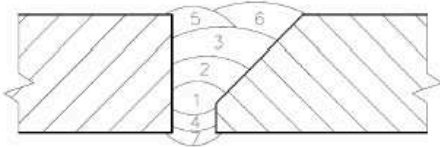
SVAŘOVACÍ MATERIÁLY (SM) / WELDING MATERIALS (WM)					
Index SM	Typ	Označení výrobce	Výrobce	Norma: Klasifikace	Režim sušení
A	DRÁT	MTS 616	BÖHLER	EN 12070 - WZCrMoWVNb 9 0,5 1,5	
B	PLYN	ARCAL TIG - MIG	AIR LIQUIDE	EG - Č. 213 - 147 - 0	
C					
D					
E					

SVAŘOVACÍ PODMÍNKY / WELDING CONDITIONS			
Typ svarového spoje:	TUPÝ	Označení zkušebního spoje:	
Způsob přípravy úkosu:	FRÉZOVÁNÍM	Způsob čištění:	KARTÁČOVÁNÍ, BROUŠENÍ
Metoda svařování:	141	Poloha svařování:	PA
Wolframová elektroda (Typ/Velikost):	WT 20 / 2,4	Drážkování kořene:	
Ochrana svaru (Index SM):	B	Množství:	9 l / min
Ochrana kořene (Index SM):		Množství:	
Další informace (je-li požadováno):			
Rozkvy (šířka housenky):	-	Vzdálenost kontaktní špičky:	-
Údaje o pulsním svařování:	-	Sklon hořáku:	-

TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ / HEAT TREATMENT			
PŘI SVAŘOVÁNÍ / DURING WELDING		PO SVAŘOVÁNÍ / AFTER WELDING (PWHT)	
Teplota předehřevu:	200 °C	Rychlost ohřevu:	-
Interpass teplota:	max. 300 °C	Teplota/Čas výdrže:	730°C / 4 h
Teplota/Čas dohřevu:	250 °C / 2 h	Rychlost ochlazování:	
Další informace:	-	Další informace:	-

ZÁZNAM O SVAŘOVÁNÍ SCHVÁLENÍ POSTUPU SVAŘOVÁNÍ	Akreditovaný postup	Registrační č.	Strana
		4/8	2/2

PODROBNOSTI O PRŮBĚHU SVAŘOVÁNÍ / DETAILS OF WELDING

SCHÉMA SPOJE / JOINT DESIGN					POSTUP SVAŘOVÁNÍ / WELDING SEQUENCE				
									
PARAMETRY SVAŘOVÁNÍ / WELDING PARAMETERS									
Svarový spoj / housenka	Metoda svařování	Index SM	Průměr (mm)	Proud (A)	Napětí (V)	Typ proudu/polarita	Rychlost svařování (mm·s ⁻¹)	Interpass teplota (°C)	Tepelný příkon (kJ·mm ⁻¹)
1	141	A + B	2,4	135	12,5	DC / -	1,08	238	1,57
2	141	A + B	2,4	155	13	DC / -	1,40	235	1,44
3	141	A + B	2,4	155	14	DC / -	1,40	228	1,55
4	141	A + B	2,4	150	13,5	DC / -	1,58	243	1,28
5	141	A + B	2,4	145	14,5	DC / -	1,44	228	1,46
6	141	A + B	2,4	150	15	DC / -	1,19	227	1,89
7	141	A + B	2,4	150	15	DC / -	1,19	220	1,89
Další informace:									

Příloha 5 - Záznam o svařování vzorku č. 5/8

ZÁZNAM O SVAŘOVÁNÍ SCHVÁLENÍ POSTUPU SVAŘOVÁNÍ	Akreditovaný postup	Registrační č.	Strana
		5/8	1/2

Norma:	-
Doplňkové požadavky mimo rozsah ČSN EN 288:	-
Postup svařování výrobce (pWPS):	-
Datum svařování: 8. 11. 2013	Místo svařování: ČESKÝ SVÁŘEČSKÝ ÚSTAV s.r.o
Jméno svářeče: PETR PUSTĚJOVSKÝ	Kvalifikace svářeče:

ZÁKLADNÍ MATERIÁL(Y) / PARENT MATERIAL(S)	
Značka dle standardu:	P92 (X10CrWMoVNb9-2)
Další označení:	
Tloušťka:	8 mm
Vnější průměr:	-

SVAŘOVACÍ MATERIÁLY (SM) / WELDING MATERIALS (WM)					
Index SM	Typ	Označení výrobce	Výrobce	Norma: Klasifikace	Režim sušení
A	DRÁT	MTS 616	BÖHLER	EN 12070 - WZCrMoWVNb 9 0,5 1,5	
B	PLYN	ARCAL TIG - MIG	AIR LIQUIDE	EG - Č. 213 - 147 - 0	
C					
D					
E					

SVAŘOVACÍ PODMÍNKY / WELDING CONDITIONS			
Typ svarového spoje:	TUPÝ	Označení zkušebního spoje:	
Způsob přípravy úkosu:	FRÉZOVÁNÍM	Způsob čištění:	KARTÁČOVÁNÍ, BROUŠENÍ
Metoda svařování:	141	Poloha svařování:	PA
Wolframová elektroda (Typ/Velikost):	WT 20 / 2,4	Drážkování kořene:	
Ochrana svaru (Index SM):	B	Množství:	9 l / min
Ochrana kořene (Index SM):		Množství:	
Další informace (je-li požadováno):			
Rozkvy (šířka housesenky):	-	Vzdálenost kontaktní špičky:	-
Údaje o pulsním svařování:	-	Sklon hořáku:	-

TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ / HEAT TREATMENT			
PŘI SVAŘOVÁNÍ / DURING WELDING		PO SVAŘOVÁNÍ / AFTER WELDING (PWHT)	
Teplota předehřevu:	200 °C	Rychlost ohřevu:	-
Interpass teplota:	max. 300 °C	Teplota/Čas výdrže:	730°C / 5 h
Teplota/Čas dohřevu:	250 °C / 2 h	Rychlost ochlazování:	
Další informace:	-	Další informace:	-

ZÁZNAM O SVAŘOVÁNÍ SCHVÁLENÍ POSTUPU SVAŘOVÁNÍ	Akreditovaný postup	Registrační č.	Strana
		5/8	2/2

PODROBNOSTI O PRŮBĚHU SVAŘOVÁNÍ / DETAILS OF WELDING

[illegible]